



50. - 261
B

237508 6

284

CONGRÈS INTERNATIONAL POUR
L'ESSAI DES MATÉRIAUX

Congrès International
POUR
L'ESSAI DES MATÉRIAUX

AMSTERDAM, 12—17 SEPTEMBRE 1927

TOME PREMIER



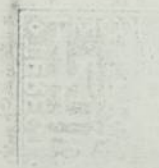
LA HAYE
MARTINUS NIJHOFF

1928

1928.831



Th. 25089.



SUBDIVISION DU LIVRE DU CONGRÈS

CONTENU DU TOME I

Introduction.

Bref aperçu des travaux du Congrès.

Nouvelle Association Internationale pour l'Essai des Matériaux.
(Protocole des séances des délégués, Statuts).

Rapports des assemblées générales.

Rapports de la Section A (Métaux).

CONTENU DU TOME II

Rapports de la Section B (Ciment, Pierres et Béton).

Rapports de la Section C (Divers).

Table alphabétique des noms d'auteurs.

Appendice

Comité d'Honneur.

Comité du Congrès.

Comité d'Organisation.

Liste des participants.

Tableau des participants des divers pays.

CONTENU DU TOME PREMIER

	Page
Introduction	IX
Bref aperçu des travaux du Congrès	XI
Nouvelle Association Internationale pour l'Essai des Matériaux (Protocole des séances des délégués, Statuts)	XIII
Rapports des assemblées générales	XIX
I. Materials testing as a stimulus to research by T. D. Lynch	1
II. Limites de rupture et de déformation permanente par A. Mesnager	15
III. Das Problem der Streckgrenze von Prof. Dr. F. Körber	39
IV. The plastic deformation and fracture of Metals by Walter Rosenhain, D. Sc., F. R. S.	59
Rapports de la Section A (Métaux)	
1. Stand der Frage der hochwertigen Baustähle in Ungarn von Dr. Ing. E. H. Stefan Gállik	83
2. The corrosion resistant ferrous alloys by John A. Mathews, Ph. D., Sc. D.	103
3. Potentialmessungen an nichtrostenden Stählen von H. Stäger	111
4. A resume of the development and application of high-power metallography and the ultra-violet microscope by Francis F. Lucas	123
5. Über das Wesen der Rekristallisationskerne von A. E. van Arkel	157
6. Prüfung der Abnutzung von Oberbaurat Ing. M. Spindel	161
7. Testing of hardened steel by Axel Lundgren, Met. Eng.	177
8. Nouvelle Machine à mesurer la dureté par J. Pomey et P. Voulet, Ingénieurs aux Aciéries de Firminy	191
9. Untersuchungen zur Erforschung der Kerbschlagprobe und Gesichtspunkte für die Normung dieses Prüfungsverfahrens von Prof. Dr. Schwinning	207
10. La Métallographie microscopique en relation avec les Essais de Résilience et de durée par le Dr. P. Forcella	229
11. Les essais de résilience dans la réception des matériaux destinés à la construction et à la réparation du matériel roulant des chemins de fer italiens par Ing. Att. Steccanella	253
12. Petite note sur la résilience par Ing. C. A. Bertella	259
13. Present knowledge regarding slag (solid non-metallic) inclusions in iron and steel by C. Benedicks and H. Löfquist	265
14. Influence du traitement thermique et du traitement mécanique sur la résistance de l'acier aux efforts répétés par le Prof. H. Rabozée	291
15. The fatigue of metals by H. F. Moore	297
16. Fatigue and corrosion-fatigue of metals by D. J. McAdam, Jr.	305

Rapports de la Section A (suite)

	Page
17. Rapport sur les Essais mécaniques des pièces en fonte moulées par Albert M. Portevin	359
18. Über den Verschleisswiderstand des Phosphorhaltigen Graugusses von E. Piwowarsky	373
19. The transverse testing of cast iron by A. L. Norbury, D. Sc.	385
20. Hitzebeständige Legierungen von Dr. W. Rohn	389
21. Contribution à l'Étude de la viscosité à chaud. Application à divers métaux et alliages par André Michel et Jean Cournot	397
22. Properties of ferrous metals at elevated temperatures as determined by short-time tensile and expansion tests by Albert E. White	431
23. Durability tests of nickel chrome resistor materials by F. E. Bash and J. W. Harsch	463
24. La fragilité des métaux employés dans les constructions aéronautiques à chaud et à froid par Dr. M. Corelli	479
25. Use and development of magnetic analysis in the United States by A. V. de Forest	489
26. Schweissungen und Schweissbarkeit von Reichsbahnoberrat Füchsel . . .	501
27. Stand, Ziele und Probleme der Gas- und Licht-Bogen-Schweissung von Dir. A. Sonderegger	513
28. Calcul rationnel des Éléments d'un assemblage soudé par le Prof. H. Dustin	523
29. Prüfung und Eichung von Festigkeitsprobier-Maschinen von Prof. K. Memmler	537
30. Auswertung und Auswertungsmöglichkeit von Materialprüfungsdaten von Dr. Ing. K. Daeves	551
31. Die Elastizität von Metallen und Legierungen von Dr. Ing. Georg Welter .	559
31. Essais de réception des rails par L. Toutain	569
33. Das Verdrehen der Metallstäbe von Dr. Ing. G. Kerékgyártó	581

INTRODUCTION

Il nous paraît utile de faire précéder de quelques lignes d'introduction la publication du Livre du Congrès pour l'essai des matériaux à Amsterdam, au mois de septembre 1927.

Les soussignés, chargés de l'organisation du Congrès par l'Association néerlandaise pour l'essai des matériaux, se sont acquittés de cette tâche dans la conviction que l'essai des matériaux de construction tend à occuper dans la technique, une place chaque jour plus importante et que par suite l'absence de contact international régulier, conséquence immédiate de la guerre, ne peut manquer d'en entraver gravement le progrès.

C'est avec une profonde satisfaction que les organisateurs ont constaté que leurs projets ont rencontré la sympathie et l'appui général, notamment celui des associations nationales pour l'essai des matériaux aussi bien que celui des hommes de science de ce domaine de la technique.

Ils tiennent donc à exprimer ici-même leur vive gratitude à tous ceux dont la collaboration intelligente et active a contribué à la réussite du Congrès d'Amsterdam.

Notre Comité tient à exprimer aussi sa reconnaissance au Gouvernement et aux autorités communales, aux corporations, bref à tous ceux qui ont bien voulu s'intéresser à son effort et dont le concours était indispensable à l'accomplissement de sa tâche.

Nous avons également contracté une dette de reconnaissance à l'égard du Comité de Dames se composant de MM^{es} van Beusekom, de Graaf, Tjaden et Wolff. Sa gracieuse collaboration a permis aux congressistes de se consacrer entièrement aux travaux du Congrès sans en être distraits par des préoccupations par rapport à leurs dames.

Nos vifs remerciements enfin à M. Moorman, éditeur bénévole de notre programme et à l'éditeur du présent ouvrage à qui nous sommes redevables que les conférences faites devant le Congrès paraissent aujourd'hui sous une forme digne de l'intérêt qu'elles comportent.

Le Comité d'Organisation:

*Tjaden,
Van der Wallen,
Wolff,
Samson, Secrétaire.*

BREF APERÇU DES TRAVAUX DU CONGRÈS

Le Congrès s'est ouvert le 12 septembre 1927 à 20 heures par une assemblée tenue dans la salle des actes de l'Institut Royal Colonial à Amsterdam.

Dans son discours d'ouverture M. l'ingénieur Cd. F. Stork, président du Congrès, exposa l'intérêt de cette manifestation scientifique et souhaita cordialement la bienvenue aux congressistes.

Après les discours de bienvenue, prononcés par le Dr. Slotemaker de Bruine, Ministre du Travail, du Commerce et de l'Industrie, au nom du Gouvernement hollandais et par le Dr. Vos, échevin, au nom de la municipalité d'Amsterdam, le Dr. Holst, directeur des Laboratoires de Physique des usines Philips à Eindhoven, fit une causerie sur les recherches effectuées dans ses laboratoires dans le domaine de la composition des fils incandescents en connexion avec la recristallisation.

Au sortir de cette conférence les congressistes profitèrent de l'occasion qui les réunissait pour renouveler connaissance, en faire de nouvelles et visiter l'exposition de matériaux de construction des colonies hollandaises qui avait été organisée dans le grand hall du Musée colonial.

Le Congrès aborda ses travaux le 13 septembre après une brève allocution du président, M. l'ingénieur Stork.

Les 13 et 15 septembre le Congrès s'est réuni dans la matinée pour les conférences générales faites par MM. T. D. Lynch, A. Mesnager, le professeur Körber et le Dr. Rosenhain. On trouvera le texte de ces conférences à la page 1—79 du présent ouvrage.

Pour les séances ultérieures le Congrès s'est divisé en trois sections: A, B et C qui se réunirent simultanément en assemblée aux dates et heures suivantes:

le 13 sept. de	14 à 17 h. 30
„ 14 „ „ 9 à 12 h.	
„ 15 „ „ 9 à 12 h.	et de 14 à 17 h.
„ 16 „ „ 9 à 12 h.	et de 14 à 17 h. 30
„ 17 „ „ 9 à 11 h. 30	

Durant le Congrès un Comité international et une délégation désignée dans son sein délibérèrent sur la fondation nouvelle ou le renouvellement d'une organisation internationale.

L'assemblée de clôture eut lieu le samedi 17 septembre à 11 heures 30.

On donna communication des décisions prises par le Comité international con-

cernant la nouvelle fondation d'une Association Internationale et les Congrès à tenir ultérieurement. (voir à la page XIII—XVII).

Les excursions suivantes ont été organisées dans des buts d'étude et d'agrément et en vue aussi d'offrir aux congressistes l'occasion de se rencontrer en dehors des heures de séance.

Avec l'autorisation de M. le ministre des Ponts et Chaussées la commune d'Amsterdam a organisé pour le 14 septembre une excursion en bateau par le canal de la mer du Nord. On prit le lunch et le thé à bord et on visita les écluses d'IJmuiden présentement en voie de construction. On distribua aux excursionnistes la description rédigée en trois langues de ces travaux importants ainsi que des cartes y relatives. Quelques ingénieurs des Ponts et Chaussées remplirent ici les fonctions de ciceroni.

Le Comité avait ensuite arrangé pour le 15 septembre une soirée artistique dans le „Concertgebouw" où les invités purent applaudir un ensemble de chansonniers.

Le 17 septembre le Congrès se clotura par un banquet au Curhaus de Schéveningue où divers orateurs prononcèrent des discours empreints de la plus franche cordialité.

Rappelons pour terminer qu'il a été organisé dans l'intention des dames des congressistes plusieurs excursions dont nous citerons les suivantes:

Visite à une taillerie de diamants.

Visite aux musées.

Excursion en bateau à Volendam et Marken.

Excursion à Alkmaar et visite au marché aux fromages.

NOUVELLE ASSOCIATION INTERNATIONALE POUR L'ESSAI DES MATÉRIAUX

PROTOCOLE DES SÉANCES DES DÉLÉGUÉS

Lors du Congrès International pour l'Essai des Matériaux, en septembre 1927, des échanges de vue eurent lieu entre les délégués de plusieurs pays, en vue d'envisager la possibilité de renouer les liens internationaux dans le domaine de l'essai des matériaux.

Voici, exposés en quelques mots, les faits qui rendirent possible cet échange de vue. Dans le courant de l'automne de 1925 il s'était formé en Hollande sous la présidence de M. le Prof. van des Kloes un comité, se proposant pour but de rétablir la collaboration internationale. En décembre 1925 un des membres du comité alla trouver en personne M. de Prof. Roš à Zurich. La correspondance, échangée à la suite de cette visite, amena la convocation pour le 18 septembre 1926 d'une assemblée, réunissant toutes les personnes, intéressées à l'essai des matériaux. L'initiative pour la dite réunion à Zurich avait été prise par les associations suisse et hollandaise. L'assemblée décida, qu'un congrès international aurait lieu à Amsterdam en septembre 1927, où l'on statuerait définitivement sur l'institution d'une nouvelle association internationale.

Lors du congrès d'Amsterdam la première assemblée de délégués des différents pays eut lieu le lundi, 12 septembre 1927, 2 heures de l'après-midi, dans l'Institut colonial royal.

Trente-sept délégués originaires de 20 pays y assistaient.

Allemagne	Memmler Petersen	Italie	B. Maddalena I. Vandone
Amérique	T. D. Lynch W. H. Fulweiler	Japon	Yasuo Kondow
Angleterre	W. Rosenhain F. R. S. Sir Henry Fowler	Luxembourg	J. Wagner
		Norvège	E. Björnstad H. Tønnessen
Autriche	O. Hönigsberg H. Romanowicz	Roumanie	Stoica Polizu
Belgique	H. J. Rabozée L. Baes	Russie	B. Schwezow N. M. Beljaeff
Danemark	C. E. Schjerbeck E. V. Meyer	Serbes, Croates et Slovènes	D. Tomitch
Espagne	F. González	Suède	J. O. Roos af Hjelmsäter
France	A. Mesnager R. Féret	Suisse	A. Johansson M. Roš
Hollande	M. E. H. Tjaden P. F. van der Wallen	Tchéco-Slovaquie	A. Meyer F. Klokner
	E. B. Wolff		O. Kallauner
Hongrie	A. Czakó G. Szikszay		

Secrétaire: F. E. Samson (Hollande)

XIV NOUVELLE ASSOCIATION INTERNATIONALE POUR L'ESSAI DES MATÉRIAUX

A l'ordre du jour figuraient les points suivants:

I. Ouverture de la séance par le président de l'association hollandaise pour l'essai des matériaux.

II. Examen des questions suivantes:

Convocation de congrès internationaux périodiques.

Nouvelle fondation d'une association internationale.

III. En cas de nouvelle fondation d'une association internationale:

Nomination d'un comité d'organisation international, qui aurait à étudier les questions suivantes:

1. Compositions du comité central.

2. Nomination d'un bureau permanent sous forme d'un secrétariat.

3. Création de commissions spéciales pour l'étude des différentes questions techniques.

4. Création d'un journal périodique.

5. Prescriptions relatives à l'admission des membres. Rapport entre les membres des différentes associations nationales, les laboratoires d'essai de matériaux, les personnes privées et l'association internationale.

6. Fixation de la contribution annuelle.

7. Entrée en contact avec les autres commissions internationales, les associations et les congrès apparentés. Délimitation des différents domaines.

IV. En cas de maintien des congrès internationaux comme celui d'Amsterdam: Manière d'organisation de ces congrès.

V. Date et lieu du prochain congrès.

VI. Invitation aux délégués officiels des gouvernements à prendre part aux congrès internationaux.

Le président, M. l'Ing. M. E. H. Tjaden, prononça le discours suivant:

„C'est en qualité de président de la société hollandaise pour l'essai des matériaux, que j'ai le grand honneur de vous souhaiter la bienvenue et d'ouvrir cette réunion.

Vous m'excuserez si je m'en tiens aux faits et si je remplis brièvement cette tâche; d'autres occasions se présenteront, où des orateurs plus compétents prononceront des discours plus éloquents.

Pourtant un bref coup d'oeil retrospectif s'impose. Envisageant le but de cette séance nous nous rappelons les conférences de Bauschinger, de 1884 à Munich, de 1866 à Dresden, de 1890 à Berlin et de 1893 à Vienne, année où nous perdions notre éminent collaborateur Bauschinger. Tetmajer tient haut la bannière et en 1895 l'Association Internationale pour l'essai des Matériaux se trouve constituée. Par voie de conséquence il y a des congrès en 1897 à Stockholm, en 1901 à Budapest, en 1906 à Bruxelles (celui de 1904 à Petersbourg échoua à cause de la guerre russo-japonaise), en 1909 à Copenhague et en 1912 à New-York.

Survint la grande guerre!

Beaucoup fut détruit ici aussi bien que partout: la dévastation est plus rapide que la restauration. Neuf années devront s'écouler après la fin de la guerre avant que l'on puisse poser les fondements pour le nouvel édifice de la coopération internationale.

A l'occasion du quatre-vingtième anniversaire du Professeur van der Kloes je suggérai l'idée de donner une forme permanente à l'hommage rendu à ce pionnier dans le domaine de l'essai des matériaux, ceci en ressuscitant la coopération internationale, but, auquel il tendit avec tant d'ardeur et d'autorité.

La suggestion fut acceptée et en deux années notre société hollandaise se développa puissamment. Une conférence provisoire eut lieu en commun avec l'association suisse et si nous sommes réunis autour de cette table c'est pour une grande part grâce au dévouement personnel d'un des membres les plus actifs.

Nous apprécions hautement que le Professeur Roš a bien voulu se mettre à notre disposition

pour le comité d'organisation et nous n'apprécions pas moins sa présence parmi nous. J'espère que vous excuserez la présence de *trois* délégués hollandais: nous autres: M. v. d. Wallen, M. Wolff et moi, nous formons une unité indivisible durant la semaine du congrès. Il va de soi cependant, qu'en cas de vôte deux voix seulement compteront.

Vous comprendrez ma profonde satisfaction de constater ici la présence de 37 personnes, réparties sur 20 pays, parmi lesquels des délégués des associations organisées.

J'ai déjà rappelé le nom d'un représentant de la vieille garde, qui participera également à ce congrès; heureusement il y prouve plusieurs collègues et je constate le fait heureux que parmi les participants à cette séance se trouvent M. Mesnager, M. Rosenhain, M. Roos af Hjelmsäter, M. Hönigsberg, M. Memmler, M. Rabozée, M. Féret, noms très connus dans l'ancienne association. Vous me permettrez d'adresser spécialement quelques paroles à ces messieurs, pour leur souhaiter la bienvenue et pour les remercier de leur collaboration.

Après avoir constaté avec joie leur présence, un sentiment de tristesse s'empare de nous en pensant à ceux, que nous avons perdus, soit par la guerre, soit à cause du long intervalle d'un repos forcé; parmi eux se trouvaient des savants de réputation universelle; je pense aux hommes tels que Kirkaldy, Wöhler et tant d'autres.

Je voudrais vous proposer de vous lever un instant pour rendre ainsi hommage à nos collaborateurs disparus, dont la perte nous affecte cruellement. Que leur énergie et leur dévouement soient pour nous un guide et un appui dans l'avenir.

Nous trouvons e.a. une directive de cette nature fixée par testament dans la formulation du par. 2 des Statuts de notre ancienne association internationale pour l'essai des matériaux.

L'association envisage le développement et la fixation des méthodes d'essai identiques pour l'établissement des qualités, importantes pour la technique, des matériaux de construction, et d'autres matériaux de la technique, ainsi que le perfectionnement des moyens, employés pour ces essais.

Une méthode d'essai des matériaux, recherchée déjà dès l'antiquité est d'essayer ces matériaux sans les détruire. C'est un idéal, non encore atteint dans la plupart des cas. Pourtant je vous propose de vous confirmer à ce principe en examinant les différentes opinions, qui surgiront, c'est à dire d'essayer, mais de détruire aussi peu que possible les propositions, présentées ici comme matériaux destinés au nouvel édifice de la coopération internationale.

En outre je voudrais appeler votre attention sur le contraste suivant: s'il me paraît juste de choisir comme „Leitmotiv" aux séances d'organisation ceci: Cherchons, ce qui nous unit, évitons ce qui nous divise, tout à l'heure, aux séances scientifiques, le mot d'ordre pourrait être: ne perdons pas notre temps en discutant les choses sur lesquelles nous sommes d'accord, mais cherchons ce qui nous divise, afin d'arriver par l'échange des idées à la vérité.

Veillez dans cet esprit considérer l'ordre du jour, qui se trouve devant vous: nous collaborerons alors d'un commun accord pour faire revivre l'ancienne association, pareille au Phoenix, cet oiseau de la mythologie grecque, qui périt également par la flamme et le feu, pour en renaître plus vigoureux et rajeuni".

Après que l'assemblée se fut prononcée unanimement pour l'organisation de congrès internationaux périodiques, on passa à la discussion de la création d'une association internationale.

Différentes opinions furent émises par rapport à la forme de l'association.

Plusieurs délégués proposaient une association, analogue à l'ancienne, d'autres ne jugeaient pas désirable, que l'ancienne forme fût reprise, et préféraient un institut international permanent, chargé exclusivement d'organiser les congrès périodiques.

Il fut convenu, qu'une nouvelle association pour l'essai des matériaux serait constituée, et que le nom de cette association ferait ressortir, qu'il s'agissait d'un institut nouveau, différent de l'ancienne association internationale.

On proposait: „Nouvelle Association Internationale pour l'essai des matériaux", nom qui fut accepté à forte majorité de voix.

Un des délégués de l'Angleterre, Sir Henry Fowler, proposa l'élection d'une commission de travail, pour projeter les statuts de la nouvelle association. Cette suggestion fut acceptée par l'assemblée, qui nomma la commission suivante:

W. H. Fulweiler	Amérique	W. Rosenhain	Angleterre
K. Memmler	Allemagne	M. E. H. Tjaden	Hollande
A. Mesnager	France	I. Vandone	Italie
J. O. Roos af Hjelmsäter	Suède	F. E. Samson, secrétaire	Hollande

Cette commission qui s'est réunie plusieurs fois durant le Congrès, présenta à l'assemblée des délégués du Vendredi 16 sept. à l'Hôtel de l'Europe un projet des statuts en 3 langues, qui fut accepté par l'assemblée, se composant de M.M.

Memmler	A. Mesnager	B. Schwezow
T. D. Lynch	R. Féret	P. Welikhow
W. H. Fulweiler	M. E. H. Tjaden	D. Tomitch
W. Rosenhain	P. F. van der Wallen	J. O. Roos af Hjelmsäter
C. Hönigsberg	E. B. Wolff	A. Johansson
H. Romanowicz	A. Czakó	M. Roš
H. J. Rabozée	B. Maddalena	A. Meyer
L. Baes	I. Vandone	F. Klokner
C. E. Schjerbeck	Yasuo Kondow	O. Kallauner
E. V. Meyer	E. Björnstad	F. E. Samson, secrétaire.
F. González	H. Tönnessen	

A l'assemblée de clôture du Congrès, le samedi 17 sept., qui eut lieu dans l'Aula de l'université d'Amsterdam, ces statuts furent présentés par le président du Congrès, C. F. Stork, et acceptés par acclamation.

Zürich fut désigné comme lieu du Congrès prochain; il fut en outre convenu, que ce Congrès serait convoqué pour 1931.

Un des délégués de la Russie exprima le désir, qu'un des congrès suivants eût lieu en Russie.

M. le prof. Roš de Zurich fut nommé premier Secrétaire honoraire de l'Association internationale.

Le président de l'assemblée des délégués

M. E. H. TJADEN

STATUTS
DE LA NOUVELLE ASSOCIATION INTERNATIONALE
POUR L'ESSAI DES MATÉRIAUX

ART. 1. Le nom de l'Association est „Nouvelle Association Internationale pour l'Essai des Matériaux.

ART. 2. Le but de la nouvelle Association est d'assurer une collaboration internationale, d'échanger des idées des résultats de recherche et toutes connaissances concernant l'Essai des Matériaux.

Le principal moyen d'atteindre ce but est d'organiser des Congrès à des intervalles de trois ans au moins et de cinq ans au plus, suivant les circonstances. La nouvelle association sera néanmoins libre d'adopter encore d'autres méthodes pour assurer et maintenir une collaboration internationale. Les questions de standardisation des matériaux ne sont pas considérées comme comprises dans la sphère d'action de l'Association.

ART. 3. Peuvent être membres de l'Association.

I. des personnes qui s'intéressent à l'Essai des matériaux, c'est-à-dire qui sont:

a. membres d'une Association nationale pour l'Essai des Matériaux,

b. membres d'une Association technique ou scientifique importante, dans les pays qui n'ont pas d'Association nationale pour l'Essai des matériaux.

II. des Sociétés et Associations qui sont membres d'une Association nationale pour l'Essai des Matériaux pourvu qu'elles paient au moins le double de la cotisation individuelle.

ART. 4. La cotisation de membre individuel est un dollar U. S. A.

ART. 5. La nouvelle Association internationale sera dirigée par un Comité permanent, composé d'un membre de chaque pays, comptant au moins vingt membres dans l'Association internationale. Le membre du comité sera élu par son Association nationale et en l'absence d'une Association nationale par une organisation reconnue équivalente dans ce pays.

ART. 6. Le Comité permanent doit élire parmi ses membres un Président et un vice-président qui seront en fonctions jusqu'au prochain Congrès. Ce Comité est autorisé à constituer des sous-comités pour régler les questions spéciales en tant que besoin.

ART. 7. Le Comité permanent doit désigner un de ses membres pour être Secrétaire sans tractement. Ce Secrétaire doit assurer la correspondance de l'Association, recevoir les cotisations et en général faire tout le travail de l'Association aux assemblées du Comité permanent et dans leur intervalle. Dans ce but il peut se faire aider par des employés payés sur les fonds de l'Association internationale après autorisation du Comité permanent .

ART. 8. Le Comité permanent doit se réunir au moins une fois par an et organiser les Congrès, nommer ou approuver les nominations des Comités spéciaux, des présidents, des vice-présidents, des présidents de section, etc. pour chaque Congrès.

ART. 9. Le Comité permanent a le droit d'inviter aux Congrès des représentants officiels des Gouvernements et autres Administrations.

RAPPORTS DES ASSEMBLÉES GÉNÉRALES

MATERIALS TESTING AS A STIMULUS TO RESEARCH

by

T. D. LYNCH
East Pittsburgh

- a. Testing is Both a Science and an Art.
- b. Testing Improves Products and Processes.
- c. Testing Aids in Design and Selection of Material.
- d. Testing Aids in Simplification and Standardization.
- e. Accurate Knowledge of Commercial Products Stimulates Research.

Cast Iron

Malleable Iron

Insulators

Spark Plugs

Micarta

Petroleum Products

Drain Tile

Steel

Materials testing provides that experience and fundamental knowledge on which designs are based.

In the beginning man slowly acquired experience and experience begot philosophy and philosophy begot experiment and experiment begot better philosophy and better philosophy begot better experiment. Better experiment guided by better philosophy is the key to the rapid rate of progress in the industrial arts. But *testing*, in some form, is the key to better experiment. Lord Kelvin has well said, „In physical science a first essential step in the direction of learning any subject is to find principles of numerical reckoning and practicable methods for measuring some quality connected with it.”

When Newton found that the red part of the sun's spectrum was still red after being refracted by another prism, he made a most important observation. When he found, however, that the red beam was refracted by two similar prisms in series through exactly twice the angle of one, and found the same to hold for other colors and also was able to show that each color has a characteristic refraction angle differ-

ent from every other color, he started the science of spectroscopy. Incidentally, it is estimated that about half the research in the physical sciences at the present time involves, in one way or another, spectroscopic measurements. Spectroscopy is also used in the routine testing of materials.

It is now generally recognized that research contributes generously to the industrial arts. It is not so well appreciated, however, to what extent testing contributes to research. But just as parents take care of their children, and the children grow up and take care of the parents, so research gives birth to an art which later supports more research. In the present paper it is my purpose to consider in a general way how testing, and more particularly routine testing of materials, has contributed and is contributing to rapid progress in industry.

a. TESTING IS BOTH A SCIENCE AND AN ART

Engineering materials used in the early days were relatively simple, consisting mainly of stone, brick and timber. While the scientific knowledge of their properties was lacking, years of experience permitted the development of empirical rules that gave rise to monumental structures of the older nations. We do not know how many failures they had in their structures during the time when these empirical data were being accumulated, and before they arrived at a stable system of design, we knew only the successful results. Modern practice of determining the properties of materials provides engineering data and this allows design to be based on actual tests of the material. We call to our aid every branch of the physical sciences to assist in this work.

Testing of materials, in its broadest sense, may be considered both as a science and as an art. As a science, it represents knowledge gained and verified by exact observations, using as its tool the various mechanical arts. By this, I do not mean a collection of unrelated facts, but knowledge reduced, in some degree to systematic law. As an art, it represents skill in analyzing knowledge. This takes the form of development of new testing devices, often requiring considerable inventive genius, perfection of test methods and correct analysis of test results.

The use of testing as a scientific tool requires knowledge of basic laws, physical and other characteristics and previous history of the subject. This knowledge, supplemented by exact observations verified and systematically arranged, may finally be put in the form of materials specifications. Such specifications, in order that they may be truly representative and useful, must be agreed to by producer and consumer. Then, and only then, will they provide the basis for tests and inspection and form a real part of the contract on which materials are purchased.

Science as expressed in a specification can then be put into use through the art of testing. This art is largely responsible for the development of our present day test apparatus, embodying previously undreamed of refinements and accuracy of measurement.

b. TESTING IMPROVES PRODUCTS AND PROCESSES

Materials testing once started in a laboratory in a relatively short time rates the quality of the material tested, and develops its inherent commercial variations and imperfections. Variations thus determined bring to the consumer the possibility of narrowing the limits of these variables and make possible the improvement of the material for future designs. The producer obtains a better knowledge of the shortcomings of his material and thereby receives an incentive to learn more about it.

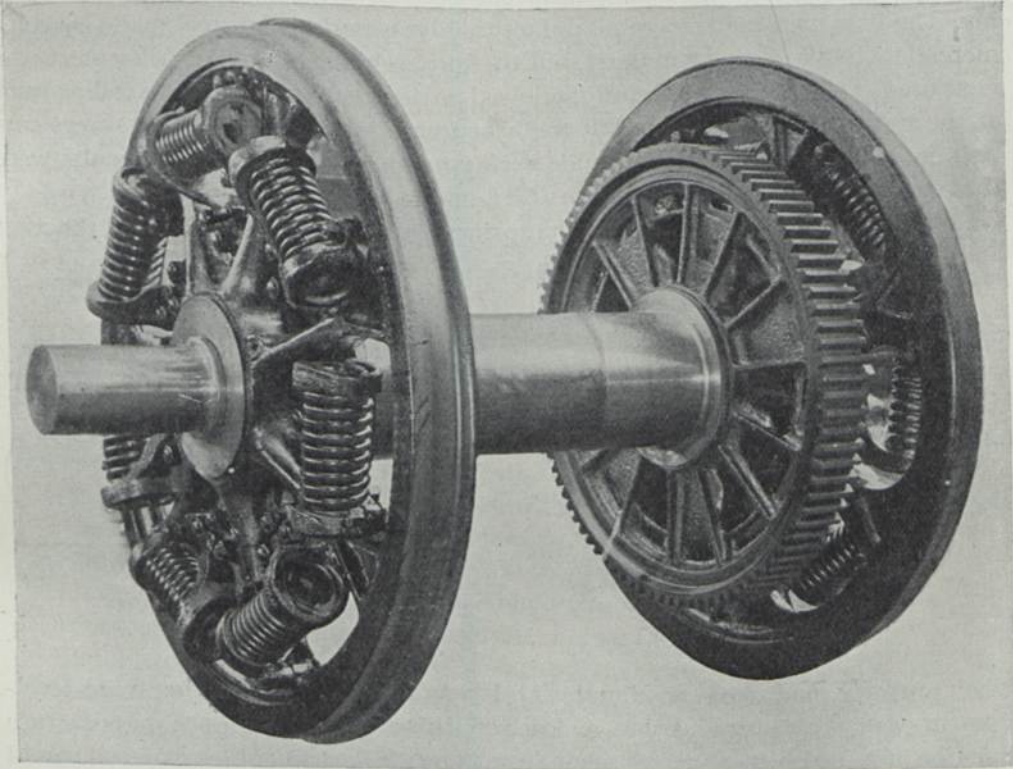


FIG. 1

Such information, properly coordinated, creates an incentive on the part of both producer and consumer for a better and more uniform product in proportion to the carefulness and intelligence used in making and interpreting the tests.

Such coordination tends to bring about closer control of both composition and processes for the improvement and perfection of the product.

For example, a study of early developments in the manufacture of alloy steels reveals the fact that manufacturing was begun in most cases before complete data were obtained. Commercial testing brought out additional facts and demonstrated the necessity for further development in order to arrive at the proper composition,

manufacturing method and treatment necessary to produce the desired results. The long list of compositions that have been and are being produced shows that much experimentation and innumerable tests must be made before it is possible to secure the development of the best steels suitable to cover all commercial requirements. This is true not only of alloy steels but also in a large measure of carbon steels.

A more specific case in the author's experience is that of springs for the flexible drive of an electric locomotive such as has been developed within recent years by the Westinghouse Electric and Manufacturing Company. Figure I shows the assembly. The first ones made were manufactured by using carbon steel made by commercial methods of spring making, but the springs broke in service. Alloy steel was next used. This steel was carefully followed at the steel furnace, at the rolling mill, at the spring coiling plant, and at the heat treating plant. All processes were carried on with the then existing crude spring making equipment. The results were that springs made of alloy steel were also found to be inadequate.

A careful check of the design of the springs indicated that they should function

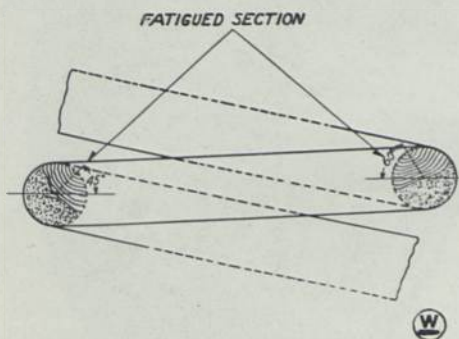


FIG. II

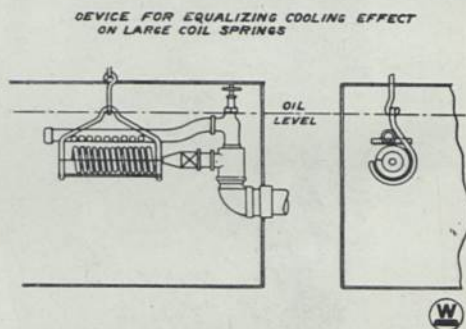


FIG. III

when properly made from good material. It was therefore evident that more development was necessary and that a closer control of the processes of manufacture must be provided before springs made from alloy steel or any other material would meet the severe conditions demanded by the service.

Here was a typical case of need for research to determine definitely why the springs broke.

Careful investigation of springs that had failed showed that all failures were of a progressive nature starting from inside of coil as indicated in Figure II. Examination revealed a difference in Brinell hardness ranging from 440 on outside to 340 on inside of the coil, which was evidence of large variation in grain structure. This information led to the design of an apparatus providing for uniform cooling of the spring during the quenching operation. This is shown in Figure III. The springs were 6" O. D. \times 13" long made from 1" rod. This device locates the spring in the quenching bath in a position relative to a stream of

oil flowing at a rate of 250 gallons per minute and so directed that it is forced through the spring.

After these changes in manufacture were instituted, carbon steel was tried once more. This time great care was taken to procure technical control of the processes through the steel making furnace, the rolling mill, heating of the rod for coiling, followed by complete cooling, normalizing, reheating, quenching, tempering and testing. This resulted in the production of carbon springs which proved to be entirely adequate for the service.

These researches developed the fact that a product made from clean steel, manufactured under technical control at every stage, was the secret of success. This illustration is introduced particularly to show results that can be accomplished by very careful testing of materials during processing.

Testing leads one to a study of the causes of defective materials, provides a means of study to determine the cause of failure and at the same time creates a desire for more knowledge of why failures occur. Is it defective composition? Is it an improper manufacturing process, or is it a misapplication? This study further emphasizes the fundamental fact that processes as well as composition, must be correct.

It often happens that engineers cast about for new and untried materials, instead of studying and adjusting their conditions, so as to permit the use of standard material already available.

In the early days, as above noted, very little testing was done, but failure in service demanded tests and test methods. Test methods were crude at first, but have been refined from year to year, until they have come into quite general use. Too much emphasis cannot be put upon the importance of satisfactory testing methods, adequate testing equipment and the proper tests made.

It is obvious that tests necessary to completely evaluate a material should be determined upon and carried out, if possible, before failure occurs, and this is being accomplished more and more as the science and art of testing come into their own. On the other hand, many of our most important tests and test methods are the direct result of investigations of failure in service. It is not enough for an engineer to know that failure occurred, but why?

Many years ago, I had the pleasure of visiting the laboratory of the late Dr. C. B. Dudley, the first engineer of tests of the Pennsylvania Railroad Company. At the close of my conference with him, he invited me into a room named by him „The Chamber of Horrors”. Here, he had collected representative samples of materials that had failed in service and which he had tested in every known way, comparing the results with each other and with routine test records.

When a new test method was evolved or a new kind of failure was recorded, he would retest in the light of the new knowledge and thus he produced test data of the highest order and based his specifications on a wider and wider knowledge. This was truly pioneer work.

There is a constantly increasing complexity in our manufactured products and in

the requirements of the materials for construction. Specialization in many lines increases this complexity and brings about increased requirements for specifications and standardization in order that we may conserve our natural resources and eliminate waste. Our wonderful developments in recent years have brought about requirements for varieties and qualities of material which were unheard of a few decades ago. Such developments require the use of almost every known element and result in many artificial combinations which give us qualities and characteristics unknown in natural products.

Processes are the records of facts derived from developments covering the sequential operations to be performed in the production of an article. A finished article of one manufacturer may be, and often is, the raw material for another. Thus we need to have specifications or a description of materials, whether it be in the primitive form, as coal, lime-stone, clay, oil, natural gas, ore, etc.; or raw material plus labor in the form of coke, porcelain, gasoline, pig iron, or steel; or a composite article of commerce made up of more than one material, such as a shovel, a broom, a radio set, a motor, or a locomotive.

The operations necessary to be performed in producing pre-determined results must be performed definitely and accurately day by day even under changing conditions of men and equipment. The relative uniformity of a product varies directly as the accuracy to which the correct productive processes are controlled, and it is for this reason, primarily, that consumers have found it necessary to prepare specifications for materials and methods of test to verify material purchased in accordance with such specifications.

The question may logically arise in the minds of some — "What is the real object of a specification for material and what tests must be made and how?" Specifications and tests should be based on real facts from the point of view of both the producer and the consumer. A specification must include a clear, concise description of the characteristics which indicate the quality or performance of the material in question. It should form a necessary part of the understanding between producer and consumer, including methods of tests and inspection such as will permit the user to judge whether the characteristics of the material are in accordance with the desired quality. Last but not least, it should secure material adequate for the purpose intended at a reasonable cost.

c. TESTING AIDS IN DESIGN AND SELECTION OF MATERIAL

It is very seldom that a manufactured product can be kept on the market year after year without change or improvement of some kind. Service requirements become more exacting and improvements are forced by competition. New materials may be developed and new processes devised that permit of improvements in design, performance or cost. To maintain a competitive price and still improve a product requires a more efficient use of component materials or a substitution of other materials of lower cost or better characteristics.

Materials testing is the avenue of approach to the selection and use of the best combination. A classical example of patience and thoroughness in material testing for a definite object is the research of Edison for a lamp filament substance. In this case, the material could not be designed or predicted. It had to be found by the process of elimination and then improved. Another example is the improvement in electrical porcelain. In the early days of insulator manufacture, the age-old technique of china ware and pottery art was copied, but this product was unsatisfactory for modern electrical and mechanical stresses. Testing has brought new ideas of design and composition resulting in great improvement in physical characteristics and insulating qualities.

Tests on routine samples of electrical sheet steel of high silicon content, have pointed the way to the use of this grade of steel for the rotating part of machines where formerly only low silicon steel had been employed. The result has been a great improvement in efficiency and cost.

An analytical study of tests taken from the solid portion of large steel forgings, correlated with the furnace

practice of the steel maker and the subsequent forging and heat-treatment, has led to great improvement in the grain refinement and corresponding physical properties throughout the mass. This may be illustrated by Figure IV, showing a forging 51½ inches in diameter for a length of 173 inches, with shaft ends forged integrally and having a rough-turned weight of 111,000 pounds. Physical tests were made tangentially, axially and longitudinally at depths representing the material in the various stressed directions. Test results are shown in Figure V.

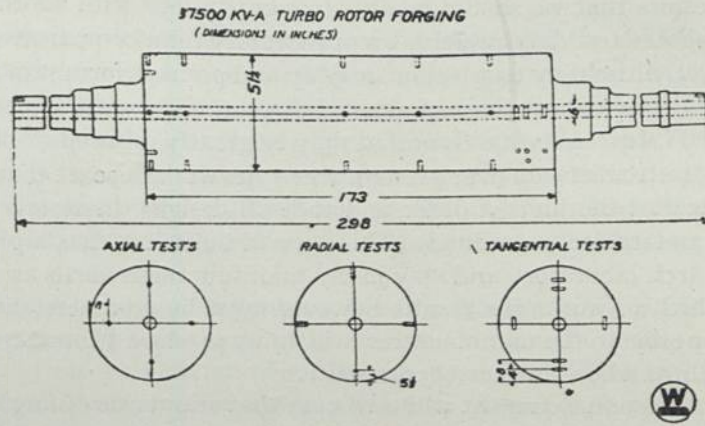


FIG. IV

37500 KV-A. Turbo Rotor Forging. Core drill tests.

	Axial		Tangential		Radial	
	Average	Minimum	Average	Minimum	Average	Minimum
Elastic Limit	27000	25000	21000	17500	22000	18600
Yield Point	30000	28250	29000	26875	31000	28300
Tensile Strength	65000	62000	65000	61950	67000	65200
% Elongation	39	39	33	30	34	31
% Reduction Area	65	64	56	47	50	48

While the number and variety of tests made on this forging were of a research nature, they were made to verify indications brought out by routine hollow drilled tests and show that satisfactory forgings of this magnitude can be produced.

Tests of this order bring to the designing engineer data useful to him in making new designs of maximum efficiency and prepares the way for specifications for materials of a higher order.

d. TESTING AIDS IN SIMPLIFICATION AND STANDARDIZATION

Specifications and tests are necessary in the development and economical manufacture of engineering materials; they bring to us results expressed numerically, results that we should be able to compare one with another. The coordination of reliable test data presents an opportunity for a comparative study of cause and effect, ultimately to select or simplify and perhaps form standards.

Let us digress for a moment, however, as to what is meant by the word "standard". It is in itself a term that may be greatly misused.

Extremists are ever present. One type will advocate that a standard must be an ideal of the highest order and that all designs, materials and processes must be standardized accordingly. This type of individual has a place in the technical research laboratory and may justly maintain these ideals as a guide or aim towards which to work. His results however must be commercialized before they are acceptable to the manufacturer, who must produce a commercial article with human help and be able to meet competition.

A second extremist will advocate that standards of any sort restrain him in his work and he desires to be free from any such limitations. Such a man often obtains results of great value, working as an individual, but his work tends to specialization, rather than standardization.

We are fortunate, however, in finding that there is an intermediate type of individual who has a practical turn of mind, who sets as his standard something that is commercial and practical and which can be produced by reasonable processes properly supervised and maintained.

This intermediate type is being quite generally accepted by leading manufacturers in America. Work so carried on through them demonstrates more and more the importance of processing manufacturing operations, it provides definite material best suited for the purpose intended; it establishes most efficient methods of manufacture and makes possible the production of high grade materials on a commercial basis.

The problem of mass production of interchangeable parts requires a certain amount of standardization, so that these parts may be assembled into structures, finished machines or accessories without the necessity of resorting to specially skilled workman or special supervision. Standardization enables manufacturers to stabilize their operations and to train ordinary help to produce an article of high quality with normal supervision. Such standards are, therefore, of real commercial value.

It is often found economical to expend a large amount of money in the design and manufacture of tools where a large quantity of the same product is to be made. For example, die castings, drop forgings or molded products made to size in dies or molds, give quick and economical reproduction of interchangeable parts. Standard lamp sockets for the home with standard lamps to fit help in economy and service. Standard automobile tire sizes assist greatly in convenience and economy. Standard gauges for railroad tracks and standard couplings for cars make it possible to exchange cars without reloading. Standard sizes have been adopted on angles, channels, I-beams and bars of steel. Other sizes carry an extra price.

Important compositions of steel are standardized by the Society of Automotive Engineers in order that a recommended practice of heat-treatment will give predetermined physical results.

Standard specifications have been worked out and adopted by the American Society for Testing Materials for such materials as steel, iron, copper, brass, bronze, aluminum, cement and for many other much-used materials of commerce. The American Engineering Standards Committee, composed of representatives of the national engineering societies, many trade associations and government departments, has been formed for the purpose of harmonizing, simplifying and co-ordinating the work of the standards making bodies and giving their work the stamp of American Standards.

So extensive and complicated has this subject become that an index of materials specifications has recently been compiled by the Department of Commerce at Washington resulting in the publication of a book giving a list of about 27,000 specifications now in use in America. This shows a diversity of opinion, bewildering to say the least, and demonstrates the great importance of their simplification and standardization. Many of the above specifications are so nearly the same that their differences are only that of wording, while the substance and object of others are quite in opposition to each other. The manufacturer of a material naturally has the point of view of economical manufacture and the sale of all he makes, while the consumer has the point of view of procuring that which will serve him best in his fabrication of the material into a finished product.

Other organizations, national and international, are working on problems of a similar nature. Standards should be, and naturally are the result of the combined efforts of producer and consumer but they should be co-ordinated.

Progress depends upon original personal endeavor in creating new designs, developing new materials or in the doing of things in a more practical or efficient manner.

Standardization, therefore, should be so planned and controlled as to utilize existing information, foster originality, develop better designs and better materials, improve processes and test methods and in so doing serve as a stepping-stone for better and greater things.

e. ACCURATE KNOWLEDGE OF COMMERCIAL PRODUCTS STIMULATES RESEARCH

The term "research" leads us to think of something new, the study and unfolding of problems not hitherto known, or at least not well known. This idea of research is quite correct so far as it goes but to the practical man there must be included the further important factor of the application of research to commercial problems. We may therefore divide research into two main headings, namely, scientific and industrial.

Scientific research involves those problems not known or but little known and requires a careful study of fundamentals largely through experimentation.

Industrial research includes the application of the new ideas developed by scientific research, the correlating of all known data and the processing of it in a definite manner, thus making it available for the service of man.

Industrial and scientific research have been stimulated very greatly as the result of commercial testing. Oftentimes routine tests on samples of materials disclose new phenomena or new characteristics, the causes of which are not known. They are often of vital importance, affecting the quality of the finished product. In this way a new investigation is initiated, the knowledge obtained being a direct contribution to progress. A number of typical examples have been chosen from industry to illustrate research started as a result of test experience.

CAST IRON

Cast gray iron has had its part in this progress. Its machining qualities have been very much improved through chemical control of the iron mixtures guided by routine physical tests. The brilliant work of Piwowarsky and other European research workers on the effect of superheating molten cast iron and the effect of vibration on the molten iron should be noted. This seems to refine the grain and give greater strength and machinability to castings made from it. There has been much work done in the addition of steel turnings to cast iron which increases its strength.

Also the addition of metallic nickel to cast iron which adds to its strength and aids in machining qualities of castings made from it.

Active work is being done in securing an international test piece for cast iron and an internationally accepted method of correlating the quality of castings of different cross-sections with this international test piece.

MALLEABLE IRON

Malleable cast iron is another material that has been improved. During the routine testing of malleable iron test bars, it was noted that a few of the results were abnormally high both in tensile strength and elongation. These findings led to researches which have resulted in materially increasing the properties of this impor-

tant material. For example, the standard specification of the American Society for Testing Materials serial designation A 27-18 for malleable cast iron adopted in 1918, gave for its minimum requirements 38,000 lbs. per sq. in. tensile strength and 5 % elongation. The revised standard, A47-24, adopted in 1924 gives for its minimum values 50,000 lbs. per sq.in. tensile strength and 10 % elongation. Please note that the tensile strength has been increased more than 30 % while at the same time the ductility as measured by elongation has been doubled.

INSULATORS

Electric insulators have had their part in this progress. The mechanical strength of suspension insulators formerly used was found to be too low to meet the growing needs for longer spans and greater loads on distributing lines. After much testing and experimenting multiple strings with complex equalizing yokes have been developed. This problem led further to a fundamental study of the elements entering into the strength of insulator units, their parts and their combined characteristics. Out of this work came new methods of cementing, new hardware and shapes of porcelain to so distribute the stress as to realize the full strength of the material. In this way the allowable stress on a given insulator has been nearly doubled at no appreciable increase in cost.

SPARK PLUGS

Spark plugs for internal combustion engines is another example. Ten years ago mica spark plugs were found to be the most satisfactory of any then available for aeroplane service. These were built up from punchings of mica clamped together by compression of the centre electrodes. Another method was to wrap the centre electrode with mica, then turn to the proper shape. Although mica retained sufficient dielectric strength to maintain insulation, the high temperature of aeroplane engines caused its mechanical deterioration and ultimate failure.

Porcelain then available was found to be unsuitable. Leakage of current at high temperature was present. This was later found to be due to alkalis in the feldspar. Perhaps the greatest difficulty however was the breakage of the porcelain, causing mechanical interference with valve action.

The National Advisory Committee for Aeronautics, in connection with the United States Bureau of Standards, made tests of various plugs on the market and by correlation of data on raw materials and methods of manufacture combined the good qualities of all into our present porcelain which has high resistance to extreme temperature changes, great toughness and high dielectric strength at all operating temperatures.

MICARTA

New products are constantly being added to the long list of useful materials and one of them will be mentioned here, viz. *Micarta*.

Micarta is primarily an insulating material made by bonding together fibrous sheet material, by the simultaneous use of heat and pressure. This product originated in Switzerland and has been used extensively by American manufacturers under various names. In America, this material, when made with a phenolic condensation resin bond, showed, through tests, such unusually good mechanical properties that it was tried out for gears. The first trials were successful and later the material was used for heavier and heavier gear service until its limits were exceeded. Then as a next step, ways and means were found to improve its mechanical properties, the chief of which was the use of heavy woven cotton cloth such as duck. It was demonstrated, by tests, that the material so made had very unusual toughness and resistance to the sudden overloads found in heavy gear service. Then as a third step in the study, this new additional property suggested its use for aeroplane propellers. The first trials were successful, but later development in aeroplanes found the material as made in standard form, to be too weak for the more severe service. As a fourth step, changes in the character of the cloth has brought the strength up to a point that propellers made from it are used quite extensively in the most severe aeroplane service and has become a standard propeller for several types of planes. Maitland used these propellers in his California-Honolulu flight. This story is introduced to illustrate into what strange fields careful testing and studying of results may lead us.

PETROLEUM PRODUCTS

Petroleum products have been advanced in usefulness through tests and test methods leading in some cases to standards.

a. The difficulties encountered in reproducing the results of testing methods on many petroleum products have led to rather elaborate research as to why deterioration occurs. This is particularly true of electrical insulation oils, turbine oils and motor oils.

b. Many difficulties encountered in applying the pour test to petroleum products have led to research as to the nature and causes of solidification.

c. Difficulties in making sulphur determinations have led to research on the chemical nature of sulphur compounds, the results of which have already contributed to refinery procedure.

d. Work on determining the penetration of greases very rapidly transferred itself to the research laboratory, and the research results have led to a valuable understanding of the nature of grease.

e. Methods of testing for the amount of dilution of the crank case oil in an automobile engine are undoubtedly responsible for the mechanical engineering and physical chemical research which has resulted in the very efficient automotive engine of 1927.

DRAIN TILE

Drain tile is another product that has been increased in usefulness. Only a few years ago, clay and concrete drainage pipes were found to be unsatisfactory in mechanical strength and resistance to chemical action. Failures in service from overloading, improper construction and chemical attack together with special tests undertaken by the Iowa Engineering Experiment Station showed that a fundamental study of the subject was needed. This was undertaken under the auspices of the American Society for Testing Materials. The results of this study, together with the development of the theory of loads on pipe in trenches and records of behavior of pipe in actual service, furnished the basis for standards of strength and absorption. Later, test specifications were formulated so that a standard product is now available.

STEEL

The final example to be brought to your attention is that of Steel. Steel and steel products have been tested and studied for generations, but commercial testing has found and continues to find many unsolved mysteries; many questions that the testing engineer cannot answer. How can injurious dendritic segregation be avoided? Why do we have non-metallic inclusions? What is a ghost line? What is the effect of phosphorus, sulphur, silicon, manganese, oxides, etc.? How can they be added, removed or avoided respectively? These questions are continually in the minds of those who make test and use steel, and in order to answer them the need for a broad research program is evident.

In this connection I am pleased to call to your attention an extensive research activity now in progress at Pittsburgh, Pa. on the subject of "Physical Chemistry of Steel Making."

This research is being carried on jointly by the Carnegie Institute of Technology and the United States Bureau of Mines under the direction of a Metallurgical Advisory Board. This board is composed of leading technical men in executive positions and peculiarly qualified to exercise judiciary functions for the promotion and planning of this work. Those interested in the scope and details of this problem are referred to the 1926 Progress Report of this board published in Bulletin number 27 of the Carnegie Institute of Technology. A 5-year program is planned.

An example of the method of attack is given in a paper by Dr. C. H. Herty, Jr., entitled "Fundamental Research in Steel Manufacturing" published in the Transactions, American Society for Steel Treating for June 1927.

We have endeavored to bring to this Congress a few general thoughts and to leave with you a vision of the importance and possibilities of testing. The study of test methods, test results and their unification, leads to commercial production.

The American Society for Testing Materials is the principal medium through which this great work is being correlated and standardized in America. Its publications are familiar to the members of this Congress.

The proper testing of a material reveals the true value of it and points the way to desirable improvements.

It raises the question: — Why do some samples show so much better tests than others? Why do they not all show the higher quality? How can the material be improved, in substance, in process or in cost? What other materials are available as a substitute? And how can research add to present knowledge?

These questions and others are evolved as we continue to test.

We profit by testing as a science when we use it as something to be known. We profit by it as an art when we use it as something to be done.

The science of testing realized through the art of testing brings to us better processes and better products.

The better and more uniform the quality the more reliable a material becomes and consequently the closer one can design to the full strength of the material.

May we ever keep before us the old adage; — "Quality is remembered long after cost has been forgotten". So let us seek and promulgate accurate information necessary for quality production, disperse the knowledge gained and stimulate a desire for greater achievements, realizing that a vision of possibilities leads to research and that the science and art of research lead to greater possibilities, greater visions and greater industrial benefits.

I wish gratefully to acknowledge assistance in preparing the data for this paper from my associates in America, especially Westinghouse engineers and my co-workers on committees of the American Society for Testing Materials.

LIMITES DE RUPTURE ET DE DÉFORMATION PERMANENTE

par

A. MESNAGER
Paris

L'expérience et la théorie de l'élasticité montrent que la limite de rupture ou de déformation permanente en chaque point d'un solide dépendent pour chaque nature de corps d'une relation entre la plus grande et la plus petite tension en ce point.

Il suffit donc de déterminer expérimentalement cette relation (ce qui est facile) pour connaître 1°. toutes les combinaisons non dangereuses. 2°. celles pour lesquelles il y aura rupture ou déformation permanente et 3°. comment elles débiteront.

I. DIVISION DU SUJET

Nous allons examiner sommairement les conditions de résistance à la rupture des corps fragiles, ensuite celles des corps plastiques. Nous essaierons de donner une idée de la cause des faits constatés expérimentalement pour les premiers et de trouver une représentation simple de leurs conditions de résistance. Nous rappellerons les expériences qui ont montré que tous les corps paraissent pouvoir être placés dans des conditions telles qu'ils se comporteront soit comme fragiles, soit comme plastiques et nous chercherons une expression générale de leurs conditions de résistance.

Nous verrons enfin quelles conclusions pratiques nous pourrions tirer de ces observations au point de vue de la construction.

II. DÉFINITIONS ET RAPPEL DE NOTIONS GÉNÉRALES

Avant de commencer cette étude il me paraît nécessaire de préciser quelques définitions et de rappeler quelques résultats dont je me servirai.

Tout le monde admet que les corps solides sont formés de molécules entre lesquelles s'exercent des efforts et que la distance entre molécules est très petite. Elle est de l'ordre du dix-millionième de millimètre ou dix millième de micron, appelé par les physiciens angström. Cette distance est 3 ou 4 angströms pour les

grosses molécules de la chimie organique. Les molécules exercent des efforts assez grands les unes sur les autres jusqu'à une distance appelée rayon d'action des molécules, qui est de l'ordre du centième de micron d'après les effets d'un enduit de cette épaisseur sur la capillarité. Un cube ayant au moins un centième de millimètre pour arête imaginé dans le solide, peut donc être considéré comme n'étant sollicité que par des forces appliquées à sa surface et dont la résultante varie d'une façon continue quand la surface se déplace. On est donc conduit à admettre, qu'en considérant le centième de millimètre comme infiniment petit pratique, (c'est-à-dire qu'on ait une approximation suffisante en faisant des intégrations sur le corps divisé en éléments cubiques d'un centième de millimètre d'arête et des valeurs suffisamment approchées de la dérivée des fonctions étudiées en prenant leur accroissement moyen dans une longueur d'un centième de millimètre), on peut faire les calculs comme si la matière était continue et n'agissait que par sa surface de contact sauf en des points singuliers (extrémités de fentes étroites, points anguleux par exemple). En effet, hors des points singuliers, l'élément ne réagit sur les éléments voisins que par une couche qui n'a pour épaisseur que le millième de son arête et quand on déplace la surface de l'élément la variation des actions est continue, comme si la matière l'était.

J'appelle pour préciser le langage *contrainte*, la force par unité de surface qui peut remplacer l'action de la matière située d'un côté d'une surface sur celle qui est de l'autre côté. Elle est en général oblique sur la surface. J'appelle *tension*, la composante de cette force normale à la surface, quand elle est dirigée vers l'extérieur du solide conservé; *pression*, la composante de cette force normale à la surface quand elle est dirigée vers l'intérieur. En général en élasticité on prend comme positives les tensions, les pressions étant des tensions négatives. J'appelle *cisaillement* la composante tangentielle de la contrainte.

Je désigne les contraintes et leurs composantes par des minuscules grecques pour les distinguer des forces qui sont généralement désignées par des majuscules romaines. Je désignerai en particulier par σ les tensions, par τ les cisaillements et les contraintes qui sont les résultantes des cisaillements et des tensions.

Je rappelle que, quels que soient les efforts auxquels est soumis une pièce de forme quelconque en équilibre, on démontre par de simples considérations d'équilibre qu'en chaque point les tensions agissant sur tous les éléments qu'on peut imaginer passant par ce point sont limitées à un ellipsoïde appelé ellipsoïde de Lamé ou des contraintes. Les axes de cet ellipsoïde sont réduits à des contraintes perpendiculaires aux éléments sur lesquels elles agissent, elles sont dites tensions *principales*. Elles comprennent la plus grande, la plus petite tension et une tension intermédiaire. Celle-ci d'ailleurs peut être égale à l'une des tensions extrêmes, l'ellipsoïde est alors de révolution. Les trois tensions peuvent, comme cas encore plus particulier, être toutes égales entre elles, l'ellipsoïde est alors une sphère et toutes les tensions sont alors principales.

Dans le cas général seules les trois contraintes principales sont perpendiculaires aux éléments sur lesquelles elles agissent.

Un cas intéressant est celui de l'élasticité à deux dimensions, c'est-à-dire dans laquelle toutes les tensions ne dépendent que de deux coordonnées x et y (cas d'un feuillet plan soumis à des forces toutes situées dans son plan, ellipsoïde des contraintes réduit à une ellipse dans le plan du feuillet, la troisième tension principale étant nulle; ou cas du corps indéfini formé de l'assemblage d'un nombre infini de feuillets identiques et identiquement sollicités aux points de même coordonnées x et y , maintenu entre des plans rigides à l'infini, l'axe de l'ellipsoïde des contraintes, perpendiculaire au plan de x y , a une valeur fonction des deux tensions principales parallèles l'une à ox et l'autre à oy). On peut en élasticité à deux dimensions partir dans un feuillet d'un point suivant une direction principale et marcher constamment suivant une direction principale, celle-ci changeant de direction d'un point à un autre, on suit alors une courbe qu'on appelle une ligne isostatique.

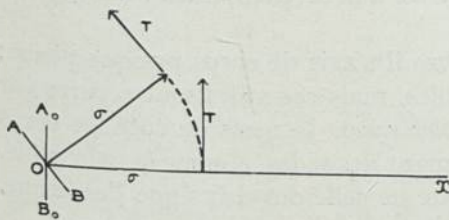


FIG. 1. Rotation des éléments

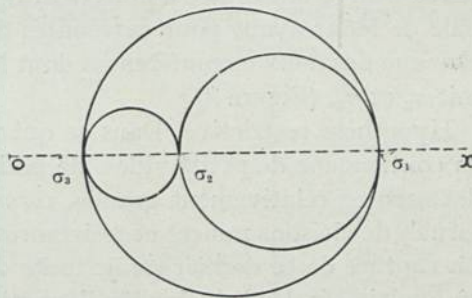


FIG. 2. Cercles de Mohr.

Puisqu'il y a en chaque point dans le feuillet deux directions principales perpendiculaires, les lignes isostatiques forment deux familles de courbes orthogonales entre elles.

A trois dimensions on a trois familles de courbes isostatiques. L'ensemble des courbes d'une famille (a), qu'on rencontre en suivant une courbe de la famille (b) semble a priori former une surface. Il en est ainsi à deux dimensions en considérant les courbes d'une famille et les normales aux surfaces des feuillets, et dans le cas où tout est de révolution, mais dans le cas général on n'obtient pas toujours des surfaces isostatiques. On pourrait arriver à des résultats faux en postulant l'existence de ces surfaces.

Circonférence de Mohr ¹⁾. Considérons tous les éléments de sections qu'on peut imaginer dans un solide autour d'un point o , la tension sur chacun peut être considérée comme formée d'une composante normale σ et d'une composante tangentielle τ . Supposons les deux composantes invariablement liées à l'élément, faisons tourner le tout autour de O de manière à faire coïncider la tension avec une direction arbitraire Ox , les tensions étant tournées à droite, les pressions à gauche. Les éléments viendront coïncider en O avec la perpendiculaire à la direction Ox

¹⁾ Civil Ingénieur 1882. En Français: Revue de l'Ecole Polytechnique de Bruxelles 1922. BAES; Revue de Métallurgie 1922, p. 366 Mesnager.

la face extérieure étant vers la droite. On pourra alors ramener les composantes tangentielles à se placer dans le plan de la figure par une rotation autour de la direction Ox. Les vecteurs représentant les contraintes seront tous dans un même plan. (Figure 1).

Portons à partir de O des trois tensions principales qui existent en ce point et supposons

$$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$$

au sens algébrique. Ces inégalités indiquent que sur l'axe Ox, on rencontrera en marchant de gauche à droite successivement les points de cote σ_3 , σ_2 et σ_1 figurant les extrémités de σ_3 , σ_2 et σ_1 . Chacun de ces points peut d'ailleurs avoir à priori une position quelconque par rapport à l'origine O.

On démontre que dans chaque cas possible les extrémités des vecteurs contraintes se trouveront toutes à l'intérieur d'une circonférence dite circonférence principale de Mohr ayant pour extrémités de son diamètre σ_1 et σ_3 et à l'extérieur de chacune des deux circonférences dont le diamètre a pour extrémités soit σ_1 et σ_2 , soit σ_2 et σ_3 . (Figure 2).

Hypothèse restrictive. Dans ce qui va suivre il s'agit de corps presque pleins; ils contiennent de petits vides, de petites bulles, mais ces vides sont séparés par des espaces relativement grands, *corps à bulles rares*. Je mets de côté les corps formés de cloisons minces et résistantes enfermant des vides, comme le pain grillé. La rupture de ce dernier serait toute différente de celle des corps que j'envisage, où le plein est de règle, le vide l'exception.

Les métaux, les pierres dures avec des vides de l'ordre de quelques centièmes du volume sont des corps à bulles rares, les calcaires très tendres comme la craie où les vides atteignent 50 % sont des corps à bulles nombreuses et à cloisons minces.

III. CONDITIONS DE RUPTURE DES CORPS FRAGILES

On sait qu'un prisme de matière fragile (de verre par exemple) tendu suivant son axe, se rompt suivant un plan perpendiculaire à celui-ci. Quand on essaie un corps à bulles rares à l'état de prisme droit à base carrée, comprimé verticalement par exemple entre les plateaux d'une presse deux cas peuvent se produire. Quand le corps est à coefficient d'élasticité élevé il se rompt en prismes droits verticaux s'étendant d'une base à l'autre. (Figure 3). Les génératrices rectilignes de ces prismes sont parallèles à l'effort de compression ⁽¹⁾ Quand il ne possède qu'un coefficient d'élasticité peu élevé il se coupe à partir d'une quelconque des bases suivant un, ou plus généralement des plans obliques passant par des arêtes de cette base, et l'on obtient des pyramides qui pénètrent dans la masse du prisme comme des coins. Un cube tend à perdre une partie de sa matière de façon à ne rester formé que de deux troncs de pyramides accolés par la petite base. (Figure 4).

¹⁾ Mitteilungen aus dem mech.-tech. Laboratorium, Föppl. Akermann. München, 1900. Les Pierres. Mesnager, Baillières, 1923.

Il semble donc qu'il y ait deux types de rupture. Le second type se maintient quand on interpose du carton, du ciment, de l'arcanson pour régulariser les pressions, ce type n'est donc pas dû à une inégale répartition.

Cependant si l'on supprime le frottement des bases en employant un lubrifiant convenable, on retombe uniquement sur le premier type de rupture. On est donc porté à conclure que le frottement des bases est la seule cause du phénomène.

On a fait l'objection suivante, l'éclatement est simplement dû à des pressions transversales transmises par la graisse qui a pénétré dans les pores de la pierre. Föppl y a répondu en interposant une feuille de clinquant entre la pierre et la graisse. Si cette feuille est épaisse on a la rupture en cône, si elle s'amincit suffisamment de façon à n'être plus capable de frotter la pierre essayée tout en empêchant la graisse de passer on obtient la rupture par plans verticaux.

Vérification. Des cylindres de béton frettés par une ou plusieurs circonférences métalliques soumis à la pression donnent à partir de chaque circonférence un cône de rupture. (Figure 5).

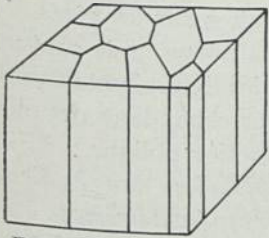


FIG. 3. Rupture du verre

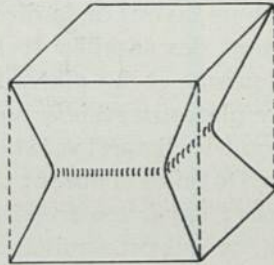


FIG. 4. Rupture des pierres tendres

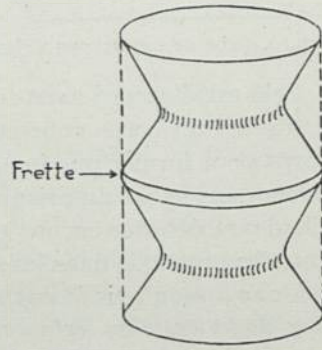


FIG. 5. Rupture du béton fretté

Si l'on emploie un prisme suffisamment long, élargi à ses bases, dans la partie centrale, se forment des fissures verticales.

De même les ruptures qui se produisent dans des piliers de maçonnerie sous des charges trop fortes, sont verticales même quand la pierre à la presse donne les deux troncs de cône (Mont St.-Michel ayant les réparations, Eglise St-Jean à Caen, etc.) de même encore dans l'écrasement du béton des poutres en béton armé les fentes sont parallèles à l'effort.

Un cube de caoutchouc $A B C D$, comprimé entre deux plaques de verre non graissées s'élargit dans la partie centrale plus que près des bases. Il prend une forme en tonneau, ses faces latérales se replient sur les bases sans que les points de contact initiaux du caoutchouc et du verre se séparent, ainsi qu'on le vérifie facilement avec des repères tracés sur le caoutchouc. (Figure 6). Si l'on graisse les bases, la déformation change complètement d'aspect. Le cube se transforme en un prisme droit moins haut que large, les arêtes des bases sont glissées sur le verre de $A B C D$ en $A' B' C' D'$ (Figure 7).

On observe des phénomènes tout à fait analogues dans la déformation des corps plastiques, du cuivre par exemple.

Le frottement des plateaux de presse, pratiquement indéformable, paraît donc s'opposer nettement à la déformation des corps élastiques telle qu'on la conçoit généralement dans leurs éléments cubiques superposés soumis à des forces uniquement verticales, forme de la figure 7. Il semble donc que les efforts tangentiels sur les bases soient la cause des ruptures en pyramide ou en cône observées précédemment.

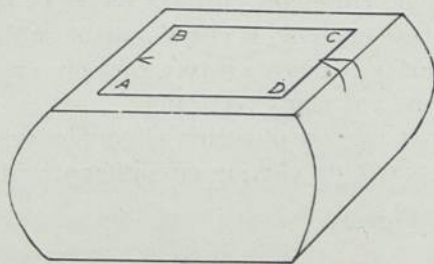


FIG. 6. Cube de caoutchouc (Plateaux secs)

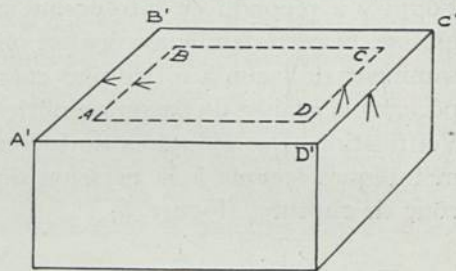


FIG. 7. Cube de caoutchouc (Plateaux graissés)

Cela est d'accord avec ce que nous savons de la direction des lignes isostatiques à travers un corps continu portant des entailles rectangulaires sur les côtés. Ce corps peut former une image du prisme et des plateaux de la presse. Si la rupture a lieu dans le cas du prisme entre plateaux graissés suivant les lignes isostatiques, elle devra débiter encore ici suivant les lignes isostatiques correspondant aux plus grandes pressions dans les angles. Or celles-ci auront une direction oblique.

Donc à mon avis *la rupture dans l'état de compression simple a lieu dans la direction de la pression principale* ou, ce qui est équivalent, *perpendiculairement à la plus grande tension*. Il semble donc que les ruptures sont toujours dues à des tensions. Cela est confirmé par l'expérience de Föppl montrant qu'en cas de pression égale en tout sens, on ne peut produire la rupture.

Essayons de raisonner ces faits en nous aidant de la théorie de l'élasticité.

La direction de rupture par traction est celle du plan soumis à la plus grande tension, ce qui est tout naturel. Mais la direction de rupture par compression est assez étrange, si l'on considère un corps homogène et isotrope. Si l'on imagine des tubes parallèles à l'effort, également comprimés, il semble qu'ils doivent tous se comporter de la même façon et par suite n'avoir aucune action les unes sur les autres.

Mais si nous supposons qu'on se trouve en présence d'un corps isotrope, mais non homogène tout s'explique facilement. Pour nous en faire une première idée très grossière, imaginons le corps constitué par un amas de billes solides (des billes de bicyclette par exemple pour fixer les idées), rangées comme des piles de boulets. Supposons qu'on les ait collées les unes aux autres pour en faire un tout solide. Si l'on exerce une pression verticale, les billes tendront à s'écarter les unes des autres dans le sens horizontal par pénétration de celles d'une couche horizontale

entre celles des couches voisines, des décollements et des ruptures dans la colle se produiront dans des plans verticaux.

On a une idée plus exacte avec la solution, connue en élasticité, du corps solide indéfini en équilibre contenant un vide de forme sphérique et soumis très loin de là (à l'infini) à des pressions ou des tensions uniformes parallèles à une direction donnée Oz sur les plans limites perpendiculaires à Oz. On voit immédiatement que

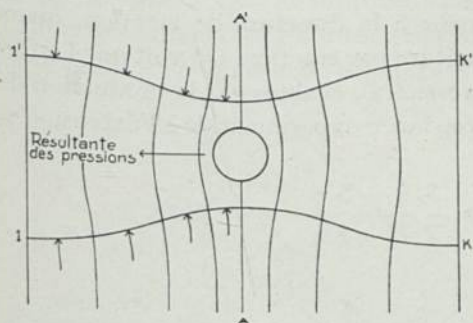


FIG. 8. Bulle circulaire. Tubes isostatiques

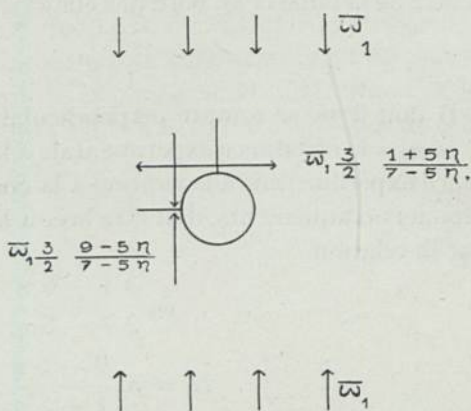


FIG. 9. Pressions

tout est de révolution autour d'un axe AA' parallèle à Oz passant par le centre de la bulle. Les tubes isostatiques (c'est-à-dire limités à des surfaces isostatiques) qui sont parallèles à Oz à l'infini sont déviés par la bulle et d'autant plus que le tube considéré est plus près de AA'. Deux surfaces isostatiques normales à ces tubes comprenant la bulle et à égale distance de celle-ci, sont donc creusées au droit de cette bulle. Considérons la portion du corps limité à ces deux surfaces IK, I'K', et à un plan perpendiculaire à celui de la figure, passant par l'axe de révolution AA', située à gauche par exemple. Elle est en équilibre sous des forces qui sont toutes normales à ces surfaces. Par raison de symétrie la résultante des forces extérieures est dans le plan de la figure. Toutes les forces extérieures s'éloignent de AA', donc la résultante des pressions est une force perpendiculaire à AA' et s'en éloignant. La partie de gauche et de même la droite du corps sont sollicitées à se séparer suivant le plan passant par AA'. On comprend ainsi qu'un corps présentant des cavités sphériques si petites soient-elles, pourvu qu'elles soient grandes par rapport aux distances moléculaires (qui sont de l'ordre de l'angström) doit éclater par compression. Essayons d'arriver à des expressions quantitatives. Pour cela supposons que la rupture se produise pour une valeur fixe de la tension. Cela est très vraisemblable car pratiquement la densité du corps ne varie que de l'ordre du millièrme dans les déformations élastiques donc les attractions ne varient probablement que du même ordre.

Le calcul rigoureux ¹⁾ montre que la tension atteint son maximum au bord du vide sphérique aux pôles de l'axe AA' et a pour valeur (Figure 9).

¹⁾ Publié par le Dr. Alfons Leon dans l'Oesterreichische Monatschrift für den Öffentlichen Baudienst en 1808, p. 166, calcul dont j'ai reproduit les résultats dans mon volume sur les pierres, p. 130. Ballière, 1923.

$$\sigma = \bar{\omega}_1 \frac{3}{2} \frac{1 + 5\eta}{7 - 5\eta}$$

$\bar{\omega}_1$ étant la pression uniforme, η le coefficient de Poisson.

Au contraire dans un corps indéfini, soumis à une tension uniforme σ_1 à l'infini, présentant une petite cavité sphérique, les plus grandes tensions se produisent dans le plan, perpendiculaire à la direction de la tension uniforme, mené par le centre de la bulle et au bord de celle-ci sur son équateur. Cette tension a pour valeur

$$\sigma^1 = \sigma_1 \frac{3}{2} \frac{9 - 5\eta}{7 - 5\eta}$$

Il doit donc se rompre perpendiculairement à la direction de traction, quand $\sigma' = \sigma =$ la résistance expérimentale à la rupture par traction. On voit que la résistance expérimentale à la rupture à la compression $\bar{\omega}_1$ évaluée par la production des premiers craquements, doit être liée, à la résistance expérimentale à l'extension σ_1 , par la relation

$$\bar{\omega}_1 \frac{3}{2} \frac{1 + 5\eta}{7 - 5\eta} = \sigma_1 \frac{3}{2} \frac{9 - 5\eta}{7 - 5\eta}$$

$$\bar{\omega}_1 = \sigma_1 \frac{9 - 5\eta}{1 + 5\eta}$$

$$\eta \text{ variant de } 0 \text{ à } 0,5, \text{ on a } 9 > \frac{\bar{\omega}_1}{\sigma_1} > \frac{9 - 1,25}{1 + 1,25} = 3,48$$

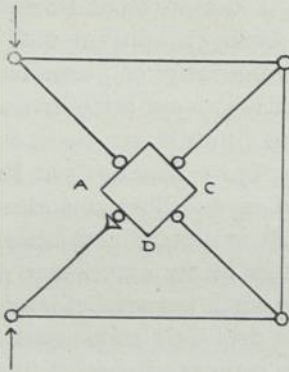


FIG. 10. Croix de pression

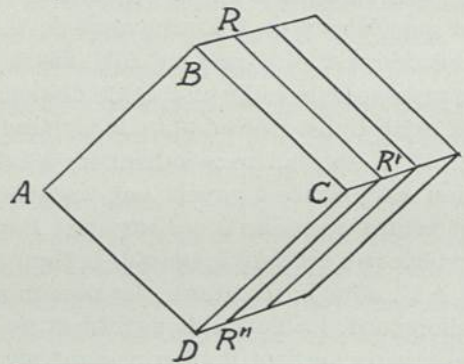


FIG. 11. Rupture (Surfaces graissées).

Lors de la rupture effective à la compression, séparation du corps en prismes distincts, la pression est toujours plus grande que la valeur $\bar{\omega}_1$ calculée ci-dessus. Il faut en effet augmenter notablement $\bar{\omega}_1$, pour que les fissures commencées sur les bulles s'étendent dans toute la longueur du corps; tandis que, à la traction, aussitôt que σ_1 atteint la limite de résistance de la matière du corps à la traction, la rupture s'étend avec une extrême rapidité. Le rapport des pressions et des tensions qui produisent la rupture est donc plus grand que la valeur ci-dessus, pratiquement on constate des rapports de 12 à 6.

Jusqu'à présent, je n'ai envisagé des pressions ou des tensions extérieures que dans un seul sens (état simple de pression ou de tension). Je vais considérer des pressions dans deux sens perpendiculaires (état double de pression). Föppl qui l'a étudié expérimentalement (Mitteilungen, Akermann München 1900, p. 6) en cas de deux pressions égales, le désigne sous le nom d'*étrainte*. Avec son appareil appelé croix de pression, il est arrivé à ce résultat assez inattendu que la rupture se produit quand les deux pressions atteignent chacune la valeur de celle qui agissant seule produisait la rupture. Ceci suppose les surface AB, BC, CD, DA, graissées.

Cette expérience ruine l'hypothèse, émise sans aucun commencement de preuve par de St-Venant, que la rupture dépendait de la plus grande dilatation. Car ici la dilatation transversale dans le sens perpendiculaire à la figure est double de celle qui se produit en cas d'une seule pression.

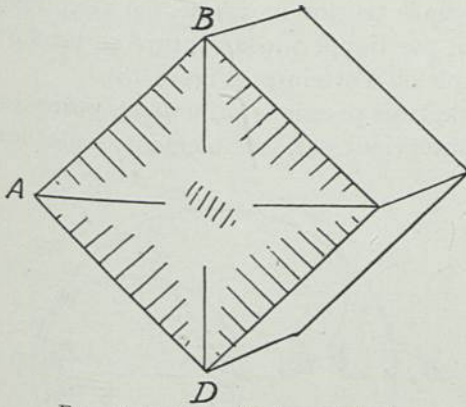


FIG. 12. Rupture (Surfaces sèches)

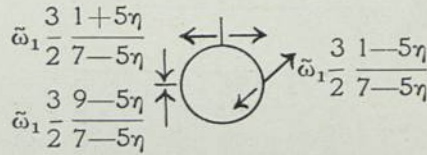


FIG. 13. Tensions produites par deux pressions $\bar{\omega}_1$ perpendiculaires entre elles

Quand on ne graisse pas les surfaces, il faut une pression presque double, pour rompre le corps comprimé en deux sens, que s'il est comprimé dans un seul. Ce résultat s'explique facilement par le frottement produit par le frottement des plateaux de presse, ce frottement est double de celui du cas de pression unique. (Figure 12)

Les ruptures ont bien la disposition qu'on pouvait prévoir. En cas de surfaces graissées, devant être parallèles à chacune des pressions elles ont lieu suivant des plans parallèles aux deux pressions, donc à la surface libre du cube. En cas de surfaces non graissées, elles sont formées de plans obliques passant chacun par une arête séparant une surface pressée de la surface libre.

Des expériences de rupture, entre surfaces graissées avec une seule pression principale différant de zéro ou deux pressions principales égales et la troisième nulle, résulte la conséquence que dans le cas de deux pressions inégales et d'une troisième nulle la rupture ne dépend pas de la pression principale intermédiaire, mais seulement de la plus grande. Nous verrons plus loin que lorsque la plus faible pression n'est pas nulle la pression de rupture change; donc la rupture ne dépend que des deux tensions extrêmes, la plus grande et la plus petite (qui est la

plus grande pression). Elle est indépendante de la tension moyenne qui peut varier entre zéro et la plus grande pression sans changer la charge de la rupture.

Si l'on emploie la représentation de Mohr, on n'aura à envisager que la circonférence extérieure celle qui dépend uniquement de la plus grande et de la plus petite tension.

On pouvait prévoir théoriquement ces faits avec les hypothèses faites jusqu'à présent en partant des formules d'Alfons Leon. Elles donnent pour valeur de la tension agissant sur un méridien à l'équateur.

$$\sigma = \bar{\omega} \frac{3}{2} \frac{1 - 5\eta}{7 - 5\eta}$$

σ s'annule dans le cas où $1 - 5\eta = 0$, c'est à dire $\eta = 0,2$. Comme η n'est jamais très loin de cette valeur les tensions de rupture qui résultent des autres tensions principales sont toujours fort peu affectées par la tension moyenne. On s'explique donc la constatation faite expérimentalement par Föppl que la rupture se produit sous la même pression en cas de pression simple ou d'étreinte. (Figure 13).

On se trouve en somme alors dans le cas de trois pressions principales positives dont une est nulle. La pression moyenne n'intervient pas sensiblement, seules les pressions extrêmes ont une influence.

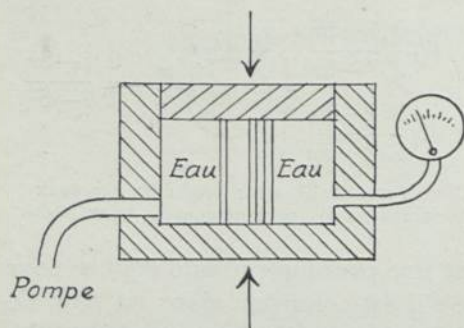


FIG. 14. Essai avec pression transversale

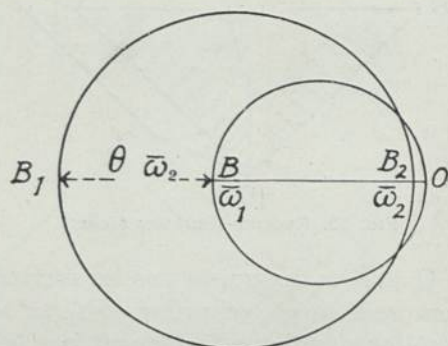


FIG. 15. Intersections des cercles de Mohr

Nous n'avons jusqu'ici envisagé qu'un état double, considérons un état triple, c'est à dire le cas de trois tensions principales toutes différent de zéro. Si la loi est vraie il n'y aura à s'occuper que de la plus grande et de la plus petite. En 1904 Considère publia dans les Annales des Ponts & Chaussées (2^e trimestre p. 258) les résultats d'expériences qu'il m'avait demandé de faire au Laboratoire de l'Ecole des Ponts & Chaussées sur des cylindres de mortier comprimés longitudinalement et soumis en même temps latéralement à une pression transversale uniforme moindre, produite par de l'eau séparée du cylindre par une couche de cire. Les résultats furent les suivants; la résistance longitudinale augmentait de 7 à 10 fois la valeur de la pression transversale suivant le dosage en ciment quand la pression transversale était comprise entre 0 et 20 atmosphères. Soit θ ce rapport sensiblement constant pour les faibles valeurs de la pression transversale. (Figure 14).

Dans la représentation de Mohr tous les points représentatifs sont, dans le cas de $\bar{\omega}_2 = \bar{\omega}_3$, compris sur la circonférence limite comme dans le cas de deux tensions principales nulles. La circonférence correspondant à la rupture sous pression en trois sens $B_1 B_2$ se déduit de la circonférence de rupture sous pression $\bar{\omega}_1$ en un seul sens $B O$, en éloignant de $\bar{\omega}_2$ le point le plus voisin de l'origine et de $\theta \bar{\omega}_2$ l'autre extrémité du diamètre. Son diamètre sera donc celui de la première augmenté de $(\theta - 1) \bar{\omega}_2$. (Figure 15).

Ces deux circonférences se couperont donc tant qu'on aura $\bar{\omega}_2 < \bar{\omega}_1$. Quand $\bar{\omega}_2$ variera les circonférences seront tangentes à une même droite, qui sera la tangente à la conférence de Mohr correspondant à la rupture par tension simple et par pression simple puisque ces circonférences font partie de la série des deux tensions principales égales. Il est très probable, d'après ce que nous avons vu dans les cas

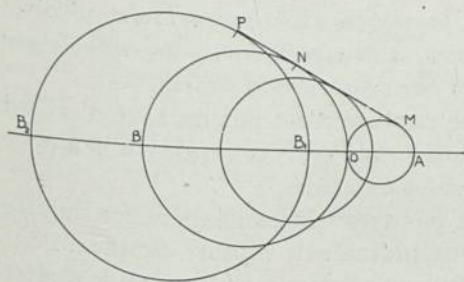


FIG. 16. Cercles de Mohr

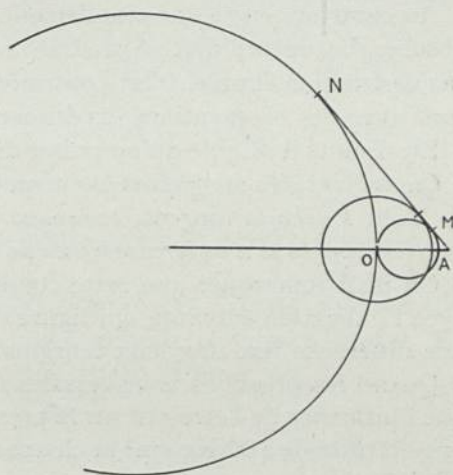


FIG. 17

intermédiaires, c'est à dire dans les sollicitations triples qui correspondent à une tension principale moyenne, différant des limites extrêmes, que la rupture est définie par la circonférence de Mohr ne dépendant que de la plus grande tension et de la plus grande pression.

En partant de la circonférence de rupture à la traction simple AO on aura en déplaçant le point A vers la gauche, un déplacement θ fois plus grand de l'autre extrémité du diamètre jusqu'à arriver à la circonférence de rupture à la compression simple OB , puis aux circonférences de rupture à la compression avec freinage telles que $B_1 B_2$. Les circonférences correspondant à une variation infiniment petite de la pression transversale se couperont en un point qui appartiendra à leur enveloppe. Cette enveloppe formera une droite qui définira les circonférences correspondant à la rupture. Toute circonférence de Mohr intérieure correspondra à un équilibre stable du solide, aucune circonférence le coupant ne pourra exister dans le solide puisqu'il sera rompu auparavant.

L'hypothèse du corps théorique contenant quelques bulles conduirait à admettre que la rupture dépend d'une équation

$$A \sigma_1 + B \tilde{\omega}_3 = C \quad (A, B, \text{ et } C. \text{ étant des constantes})$$

et puisque $\tilde{\omega}_3 = -\sigma_3$ de

$$C = A \sigma_1 - B \sigma_3 = A (\sigma_1 - \sigma_3) - (B - A) \sigma_3$$

Le diamètre est donc fonction linéaire de σ_3 . Ce qui est la condition pour qu'on ait une droite tangente commune. L'enveloppe serait une droite, si les coefficients d'élasticité étaient invariables jusqu'à rupture. Ils ne le sont pas tout à fait, elle doit être sensiblement une droite.

On est par ce raisonnement conduit à supposer qu'en cas de trois tensions positives égales, pour rompre le corps il faut une tension un peu plus grande que OA, celle qui serait définie par la rencontre de NM avec BOA. (Figures 16 et 17).

Au contraire en cas de cisaillement simple, tension et pression égales en valeur absolue, la rupture doit se produire sous une tension principale σ_1 moindre qu'en cas de traction simple. C'est contraire à ce qu'on admet généralement, mais d'accord avec des observations expérimentales ¹⁾.

En résumé il semble qu'on puisse dire

Quand les corps se rompent par arrachement, la rupture a lieu lorsque la circonférence de Mohr touche la tangente commune extérieure, à la circonférence de rupture par traction simple et à la circonférence de rupture par compression simple.

On peut remarquer que cette condition de rupture n'est pas du tout d'accord avec l'indication suivante qui figure dans plusieurs livres: la rupture a lieu pour une différence fixe des deux tensions principales extrêmes ²⁾.

Quand les pressions transversales ne sont pas très faibles l'expérience montre que l'influence de l'étreinte sur la pression longitudinale de rupture diminue. Pour une étreinte de 100 Kg/cm² la charge de rupture n'augmente guère que de quatre fois l'étreinte et en même temps apparaissent des déformations permanentes.

IV. DÉFORMATIONS PERMANENTES DES CORPS PLASTIQUES

Leurs déformations ont lieu sans changement de volume donc vraisemblablement par glissements relatifs de leurs éléments.

Cette hypothèse est confirmée par les glissements manifestes qui se produisent suivant les lignes de Piobert, entre les différentes parties des éprouvettes. (Désaxement des deux parties de l'éprouvette, cisaillement des lignes, dénivellation des surfaces à la rencontre des surfaces définies par ces lignes).

On sait que si l'on trace expérimentalement l'enveloppe des circonférences principales de Mohr correspondant à la limite d'élasticité, ces courbes dont l'équation est

$$\tau = F(\sigma)$$

définissent la région du plan où se trouvent les limites des vecteurs pour lesquels

¹⁾ Procès verbal du 21 Novembre 1925 de l'Association FrancoBelge pour l'essai des Matériaux, page 6, M. Magnel.

²⁾ Notamment Voigt, Wiedmans Annalen 1895. Bd. 53, p. 43 et 1899, Bd. 67, p. 452.

l'équilibre subsistera. Quand une tension aboutira sur la limite, la rupture d'équilibre se produira. Le point de contact de l'enveloppe avec une circonférence fera connaître les efforts principaux extrêmes capables de produire une déformation permanente et même la direction du plan suivant lequel l'équilibre sera rompu. Sa normale fera avec l'axe σ_1 le même angle que la droite, allant sur la figure de σ_3 au point de contact, fera avec la direction allant de σ_3 à σ_1 , ainsi qu'on le démontre et le vérifie par expérience. L'angle formé par la normale avec σ_1 , β se lira aussi sur la figure. (Figure 20).

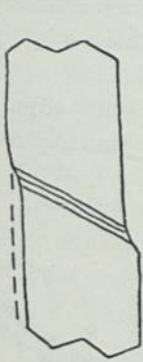


FIG. 18. Ligne de Piobert

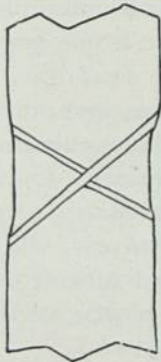


FIG. 19. Cisaillement d'une ligne

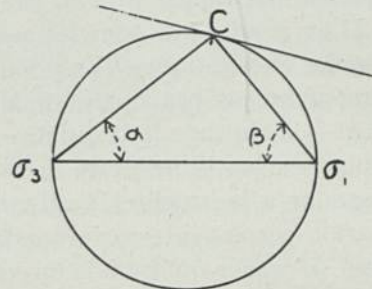


FIG. 20. Angles de glissement

Si $F(\sigma) = \text{constante}$, on a la loi de Guest (Figure 21), (cas des métaux très ductiles), si $F(\sigma) = B\sigma$ on a la loi qu'ont admis Coulomb, Navier et Duguet. En général un élément de la courbe fait partie d'une droite. (Figure 22).

$$\tau = A + B\sigma$$

et $F(\sigma)$ présente le plus souvent une forme rappelant celle d'une parabole.

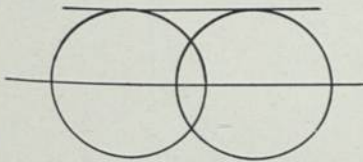


FIG. 21. Loi de Guest

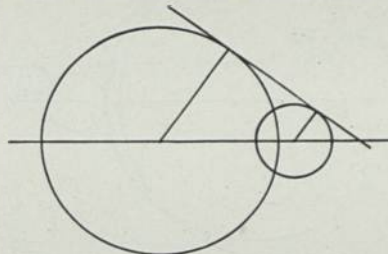


FIG. 22. Loi de Coulomb

Dans ces conditions la rupture d'équilibre ne dépendra que de la plus grande et de la plus petite tension, de σ_1 et de σ_3 , et sera complètement indépendante de la tension intermédiaire puisque celle-ci n'a d'autre effet que de fournir des points intérieurs à la circonférence principale de Mohr. Les expériences faites dans ces dernières années par M. Leblond, ingénieur de l'artillerie de marine, et publiées par M. Malaval confirment cette manière de voir.

Il en résulte également qu'un corps comprimé également en tout sens ne peut pratiquement se rompre ainsi que cela a été confirmé par les expériences de Föppl¹⁾. Il faut toutefois éliminer le cas d'un corps caverneux ce que nous avons fait en commençant, ce corps s'écraserait sous des pressions suffisantes égales en tous sens.

IV. CAS GÉNÉRAL

Les expériences de Kármán²⁾ ont confirmé ce qu'avait montré déjà les expériences de Considère, qu'un corps fragile soumis à des pressions transversales convenables $-\sigma_1$ et $-\sigma_2$, en même temps qu'à une pression longitudinale $-\sigma_3$, peut devenir plastique.

Il en résulte que tous les corps essayés sont suivant la relation entre $-\sigma_1$ et $-\sigma_3$, fragiles ou plastiques. Il n'y a donc pas une seule courbe enveloppe limite pour les circonférences principales de Mohr correspondant à la rupture de l'équilibre intérieur. Mais deux courbes l'une limite de rupture (correspondant à la fragilité), l'autre limite de déformation permanente correspondant à la plasticité). L'espace qui est à la fois compris sous les deux correspond à l'équilibre stable.

Ces deux courbes ne se joignent pas, mais sont raccordées par une circonférence de Mohr tangente à la fois à toutes deux. Pour les ten-

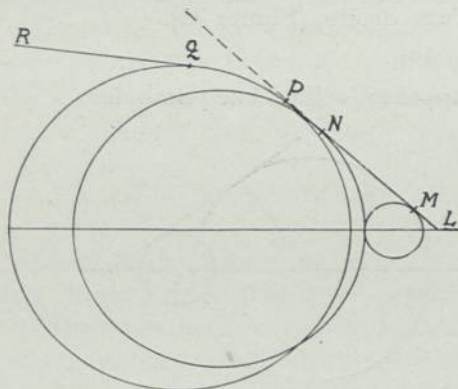


FIG. 23. Les trois courbes enveloppes de la région d'équilibre stable.

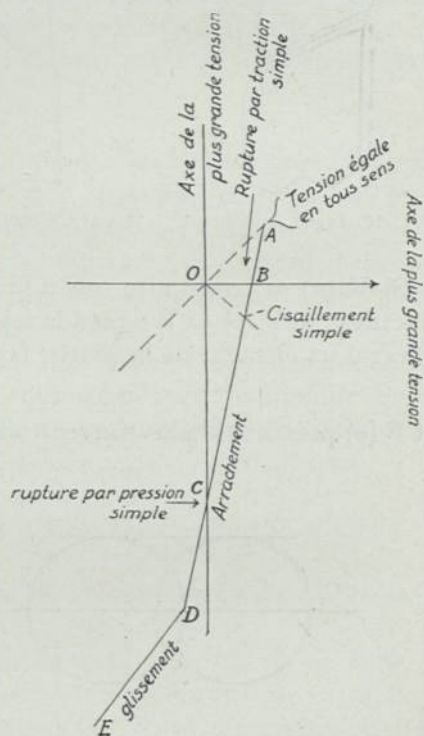


FIG. 24.

sions principales correspondant à cette circonférence il y a indifféremment rupture ou déformation permanente. (Figure 23).

Donc en général pour un corps donné les circonférences de Mohr d'équilibre stable

¹⁾ loc. cit.

²⁾ Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure, 1911, p. 1749. Extrait en Français dans la Revue de Métallurgie 1922, p. 430 et dans les Pierres, Mesnager p. 135. Baillièrre 1923.

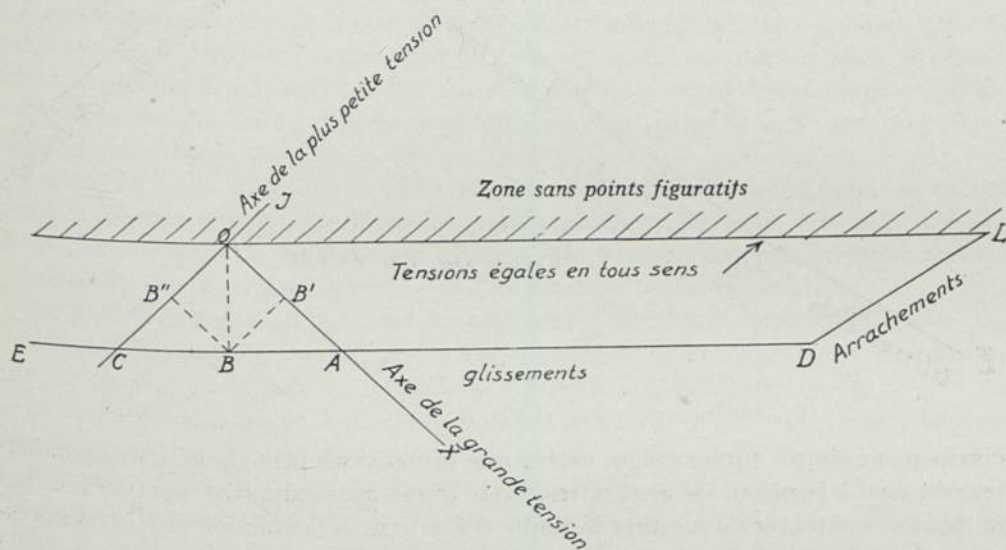
sont à l'intérieur de trois courbes enveloppes distinctes. (droite L P, circonférence P Q et courbe Q R).

Au lieu de la courbe enveloppe des circonférences de Mohr, on peut utiliser la relation

$$f(\sigma_1, \sigma_2) = 0$$

On peut pour les applications utiliser soit la représentation de Mohr, soit simplement porter les axes en coordonnées cartésiennes comme a fait M. Caquot. Il suffit dans l'une ou dans l'autre représentation de conserver la moitié du plan, la moitié au dessus de l'axe des x dans la représentation de Mohr, dans l'autre la moitié au-dessous de la bissectrice du premier et du quatrième quadrant (au-dessus les tensions suivant ox seraient plus petites que les tensions suivant oy, ce qui est contraire à la définition des axes indiquées sur les figures 24 et 25). On peut d'ailleurs tourner la figure de façon à ramener la bissectrice limite à être parallèle à un des côtés de la page, la figure devient ainsi moins encombrante. (Figures 25 et 26).

La première représentation permet de trouver sur la figure toutes les valeurs des tensions et cisaillements, mais elle exige le tracé de circonférences pour déterminer si l'on aura ou non équilibre sous deux tensions principales extrêmes données. Elle fournit la direction des glissements en cas de déformation permanente.



Courbe de l'acier doux.

FIG. 25

La seconde donne immédiatement les tensions principales extrêmes qu'on a intérêt à connaître. La rupture en cas d'arrachement est perpendiculaire à la plus grande tension, en cas de glissement il faut faire une construction pour déterminer sa direction, mais l'inconvénient n'est pas très grand car on sait que le plan de glissement fait toujours un angle au moins égal à 50 grades avec la direction de la

plus grande tension et le plus souvent, on n'a pas besoin de la connaître exactement. Cette représentation est d'un usage souvent plus commode.

Si le corps est très ductile comme l'acier doux par exemple ou le cuivre, la courbe limite des glissements est dans ce système sensiblement une droite presque parallèle à l'axe des x et coupant la limite d'arrachement entre L et A . Pour ces corps par traction simple et par compression on aura même limite d'élasticité et le

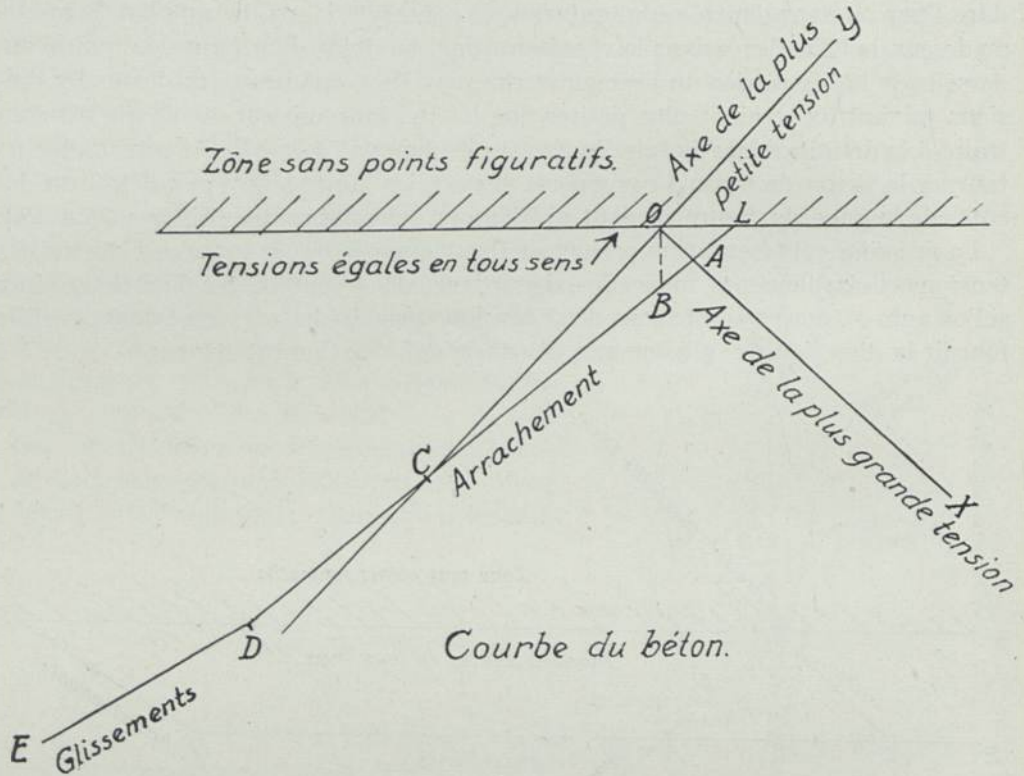


FIG. 26

cisaillement simple (qui a même valeur que les tensions principales correspondantes) est égal à la moitié de ces limites. Pour tracer approximativement les courbes on peut se contenter de mesurer la limite d'élasticité à la traction et à la compression, ainsi que la limite de rupture à la traction d'une éprouvette avec entaille profonde.

Le marbre de St.-Béat à la compression simple se déforme par glissements, la courbe des glissements coupe celle des arrachements entre A et C .

Si le corps est fragile à la compression simple, comme le béton et le mortier de ciment, pour tracer la courbe d'arrachement il suffit d'une expérience de traction simple et d'une expérience de compression simple. Elles donnent les points A et C (dans la figure de Mohr il aurait fallu tracer deux circonférences passant par l'origi-

ne 0 et mener leur tangente commune extérieure). Quand on a déterminé par tâtonnements le point D, on sait que la ligne des glissements s'écarte plus de la bissectrice des deuxièmes et quatrièmes quadrants que la parallèle à cette bissectrice. A l'origine au moins la pente relative est environ un quart. Cela peut suffire souvent comme première indication, d'autant que d'autres considérations (flambement, etc.) limitent les fatigues acceptables.

Mohr qui a donné un merveilleux moyen de représenter les tensions, me paraît avoir été moins heureux dans les applications qu'il en a faites. Il a négligé l'écroutissage ¹⁾ et a admis que la courbe enveloppe des cercles est unique. Certains admettent dans tous les cas des glissements dans la rupture par compression simple. On ne conçoit pas dans quel sens ce glissement aurait lieu dans le plan de symétrie vertical du cube comprimé verticalement, l'effort de cisaillement y serait nul et cependant la rupture s'y produit fréquemment. Dans tous les cas de fentes verticales l'effort de cisaillement est nul, ces fentes sont donc inexplicables par glissement.

V. APPLICATIONS

Dans le béton le passage d'une courbe à l'autre a lieu pour deux tensions principales extrêmes négatives (autrement dit pour deux pressions principales extrêmes proprement dites). Par suite, *le béton se déforme toujours par arrachement en cas de cisaillement simple*, c'est à dire de deux tensions principales de signe contraire, égales en valeur absolue.

Si dans du béton non soumis à l'extension, on s'impose de ne dépasser en aucun point la pression simple de rupture les points représentatifs sont tous à l'intérieur de la circonférence de Mohr correspondant à la rupture par une pression unique. Donc *on n'a pas à se préoccuper du cisaillement*, c'est le cas des voûtes.

En posant comme condition de rupture au cisaillement simple, l'obligation de limiter la plus grande tension principale à la même valeur qu'en cas de tension simple, on prend une valeur un peu trop petite (voir plus haut).

Les courbes dont il a été question plus haut donnent les véritables conditions de résistance au frettage, et montrent bien que l'accroissement de résistance n'est pas proportionnel à la pression de frettage quand on entre dans la période des déformations permanentes. On peut cependant admettre cette proportionnalité en prenant un coefficient de proportionnalité tel qu'on reste au-dessous de la courbe, dans la limite de plus grande pression principale à envisager.

Ces courbes permettent aussi d'apprécier la résistance, d'une fondation formée d'un banc de rocher indéfini, comparée à la résistance de la même pierre prise en cube.

¹⁾ La courbe ne peut définir l'origine de la déformation une fois des glissements produits les propriétés des corps changent, il faudrait de nouvelles courbes pour les faire connaître.

DISKUSSION

Professor Dr. Ing. W. GEHLER, Dresden

Da der Herr Vortragende wiederholt den Namen meines Lehrers und Amtsvorgängers Otto Mohr genannt hat, sei es mir gestattet, etwas über die gegenwärtige deutsche Auffassung hinsichtlich der Mohr'schen Bruchhypothese und der Bruchtheorien im allgemeinen mitzuteilen.

Als veraltet und überholt darf nach unserer Auffassung nicht nur die bekannte einfache *Hypothese der Normalspannungen* (von Galilei, Leibnitz und Rankine) angesehen werden, sondern auch die *Hauptdehnungshypothese*, die u. a. Mariotte, de St. Venant, Grashof und Bach vertreten haben und die heute leider noch in manchen, sonst neuzeitlichen Werken zu finden ist. Die Entwicklung der Technik der Dehnungsmessungen in den Versuchsanstalten während der letzten Jahrzehnte förderte vielfach die Anschauung, nach der die Bruchgefahr von den Hauptdehnungen abhängig sei. Um die sogenannten massgebenden Spannungen zu erhalten, führte man den betrachteten allgemeinen Formänderungszustand auf einen gleichwertigen linearen Zustand zurück, indem man die massgebende Hauptdehnung des einen gleich der Längsdehnung des anderen setzte. Da diese beiden ältesten Hypothesen auf Grund der neueren Versuche als überholt zu bezeichnen sind, müssen wir uns entschliessen, sie nunmehr endgültig über Bord zu werfen.

Heute haben wir die Wahl zwischen den beiden neuzeitlichen Bruchbedingungen nämlich der *Hypothese der Hauptschubspannungen* und der der *Energiegrenze der Elastizität*.

Bereits 1773 hat Ch. A. Coulomb die *Theorie des Verschiebungsbruches* für die Druckfestigkeit spröder Stoffe entwickelt. Der Körper setzt der Verschiebung längs jeder Ebene den Widerstand $(\tau_0 + \mu \cdot \sigma)$ entgegen, wobei der Festwert τ_0 von der Kohäsion abhängt und μ eine Reibungsziffer, σ die Normalspannung bedeutet. Der Bruch tritt ein, wenn die Schubspannung τ einen bestimmten Grenzwert $(\tau_0 + \mu \cdot \sigma)$ überschreitet.

Otto Mohr hat 1882 eine *Theorie des allgemeinen Spannungszustandes* aufgestellt. Jeder Baustoff hat eine bestimmte, kennzeichnende Funktion $\tau_m = f(\sigma)$, die im σ, τ -Koordinatensystem als „Grenzkurve“ dargestellt wird. Bleibt $|\tau| < f(\sigma)$, so herrscht reines elastisches Gleichgewicht. Das ursprünglich räumliche Problem wird auf ein ebenes zurückgeführt durch den Nachweis, dass nur solche Ebenen als Gleitebenen in Betracht kommen, die durch die mittlere Achse des Spannungselipsoides gehen. Dies bildet den Beweis für die Behauptung Mohr's: Die mittlere Hauptspannung σ_y ist ohne Einfluss auf die Elastizitätsgrenze; nur die beiden

extremen Hauptspannungen σ_x und σ_z sind also von Einfluss. So ist es möglich, die Grenzkurve in einem ebenen Koordinatensystem darzustellen. Diese Grenzkurve ist die Umhüllende aller Kreise, die der Elastizitätsgrenze entsprechen. Ein Hauptvorteil dieser Darstellung bildet die anschauliche Festlegung der Lage der Gleitebenen in Bezug auf die Richtungen der Hauptspannungen: Der Winkel φ zwischen zwei Gleitebenen wird durch die Hauptspannungsrichtungen σ_x und σ_z halbiert.

Die Coulomb'sche Hypothese entspricht dem besonderen Fall, dass die Grenzkurve in zwei Gerade $\tau = \tau_0 + \mu \cdot \sigma$ übergeht. Für Flusstahl wird die Reibungszahl $\mu = 0$. Die Grenzkurve besteht dann in zwei zur σ -Achse parallelen Geraden, sodass die Grenzbedingung die einfache Form annimmt: Die grösste Schubspannung $\frac{1}{2}\varphi = \frac{\sigma_z - \sigma_x}{2}$ ist massgebend (von Guest als maximum difference stress

theory bezeichnet). Dann wird $\varphi = 90^\circ$, also laufen die Gleitebenen (Fließfiguren) unter $\varphi_2 = 45^\circ$ gegen die Hauptspannungsrichtung. Auch im allgemeinen Fall geht die Grenzkurve nach Mohrs Auffassung für sehr hohe Werte des Druckes σ asymptotisch in zwei Gerade $\tau = \text{konst. über}$, was durch Versuche mit allseitigem Druck von Kármán 1911 (Forschungsheft des V.D.I.118) bestätigt wird. Sehr genaue Versuche von R. Böker-Aachen (Forschungsheft des V.D.I.175/176, 1915) mit Marmor und von W. Lode-Göttingen (s. Zeitschr. f. Physik, Berlin 1926, S. 913) mit eisernen Rohren zeigen, dass die Grenzkurven für die Druckversuche und für die sog. Umschlingversuche (σ_x Druck, $\sigma_y = \sigma_z$ Druck) nicht zur Deckung gebracht werden können. Hieraus wäre zu schliessen, dass entgegen der Behauptung Mohrs die mittlere Hauptspannung σ_y doch einen gewissen, allerdings sehr schwer nachweisbaren Einfluss ausübt.

Die Mohr'sche Hypothese kann allgemein für irgend eine Grenze, sei es die Proportionalitäts-, Elastizitäts-, Fließ- oder Bruchgrenze angewendet werden. Sie überlässt es dem Versuch, die richtige Grenzkurve zu finden. Sie hat den Vorzug grosser Anschaulichkeit und ist auf Grund zahlreicher Versuche heute allgemein gebräuchlich:

- 1) für Flusstahl, Kupfer und ähnliche plastische Stoffe in der einfachsten Form: „Die grösste Schubspannung $\tau_{\max} = \text{konst.}$ ist massgebend“,
- 2) für spröde Stoffe, wie Beton, Sandstein, Marmor, die meist auf Druck beansprucht werden, sodass Verschiebungsbrüche auftreten (gemäss der in der allgemeinen Form durch Versuche jeweils festzustellenden Grenzkurve).

Die Hypothese der Energiegrenze der Elastizität wurde zuerst von dem italienischen Mathematiker Beltrami (1885) vorgeschlagen. Die in der Raumeinheit aufgespeicherte Formänderungsarbeit A soll ein Mass seiner Anstrengung sein. Nach Girtler-Brünn (1907) hat die bezogene Formänderungsarbeit

$$A = \frac{1}{2E} \{ \sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 \} - \frac{1}{mE} \cdot \{ \sigma_x \cdot \sigma_y + \sigma_x \cdot \sigma_z + \sigma_y \cdot \sigma_z \} + \frac{1}{2G} \{ \tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2 \} = \frac{\sigma_e^2}{2E} \quad (I)$$

oder

$$A = G \cdot \left\{ \varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 + \frac{(\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z)^2}{m-2} + \gamma_{xy}^2 + \gamma_{xz}^2 + \gamma_{yz}^2 \right\} = \frac{\sigma_e^2}{2E} \quad (\text{II})$$

folgende Eigenschaften, die sie als Vergleichsmaßstab für die Anstrengung eines Baustoffes geeignet erscheinen lassen: Sie enthält explizit die Materialfestwerte E , m und G , die das elastische Verhalten des Baustoffes kennzeichnen. Ihr Endwert ist unabhängig von dem Weg, auf dem er erreicht ist. Durch Zusatzglieder lassen sich Vorspannungen und Abweichungen vom Hookeschen Gesetz berücksichtigen und die Erweiterung auf nicht isotrope Stoffe durchführen. Sie benutzt alle Spannungswerte (σ und τ), nicht nur τ_{\max} (wie bei Mohr) und alle Verzerrungswerte ε und γ . Sie kann sowohl mit Hilfe der Spannungen wie der zu messenden Verzerrungen gefunden werden. Setzt man in (I) $A = \frac{\sigma_e^2}{2E}$, so erhält man eine Vergleichsspannung

$$\sigma_e = \sqrt{2EA}, \quad (\text{III})$$

die bei einem gedachten einachsigen Spannungszustand (z.B. beim Zugversuch) die gleiche Formänderungsarbeit A (Ladung) in der Raumeinheit erzeugt, wie der vorliegende Spannungszustand.

Nach M. T. Huber-Lemberg soll zwischen dem Teil A_g der Formänderung unterschieden werden, der eine Gestaltsänderung hervorruft, und dem anderen Teil A_p , der die Dichte ändert, wobei $A = A_p + A_g$ ist und nach der Elastizitätslehre:

$$A_p = \frac{m+1}{3(m-2)} G \cdot e^2 = \frac{3(m-2)}{2mE} \cdot p^2, \quad (\text{IV})$$

ferner die kubische Dehnung

$$e = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = \frac{3(m-2)}{mE} \cdot p \quad (\text{V})$$

und der mittlere hydrostatische Druck

$$p = \frac{1}{3} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z), \quad (\text{VI})$$

ferner

$$A_g = \frac{1}{12G} \{ (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 \} + \frac{1}{12G} \{ \tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2 \} \quad (\text{VII})$$

Ist $e > 0$, also auch $p > 0$ (Volumenvermehrung), so soll A massgebend sein; ist dagegen $e < 0$, also auch $p < 0$ (Volumenverminderung), so soll nur A_g in Ansatz gebracht werden, sodass dann die Vergleichsspannung

$$\gamma_e = \sqrt{2EA_g} \quad (\text{für } e < 0) \quad (\text{VIII})$$

wäre. Hiernach müsste ein hydrostatischer Druck, der zu einem gegebenen Spannungszustand hinzugefügt wird, ohne Einfluss auf die Fließgefahr sein. Die Versuche von Karman und Guest bestätigen jedoch die Hypothese in dieser Form jedoch nicht. In knappster Fassung lautet neuerdings die verbesserte *erste Formu-*

lierung dieser neuen Hypothese z.B. für den Fließbeginn: *Im Augenblicke des Fließens ist jeweils der Wert der Gestaltsänderungsenergie A_g (s. Gl. VII) für einen plastischen Baustoff konstant.* (S. z. B. W. Lode, Göttingen, Zeitschr. f. Physik, 1926, S. 913 ff.)

F. Schleicher, Karlsruhe und von Mises, Berlin haben 1925 folgende zweite einfache Fassung einer „Plastizitätsbedingung“ auf Grund der Energiegrenze der Elastizität vorgeschlagen (Zeitschr. f. angew. Math. u. Mech. 1926, S. 199). Man trage als rechtwinkelige Koordinaten auf in ähnlicher Weise wie bei (VIII) die Vergleichsspannung σ_e und nach (VI) den mittleren hydrostatischen Druck p , also

$$y = \sigma_e = \sqrt{2EA}, \quad x = p = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z). \quad (\text{IX})$$

Da auf Grund der neueren Versuche der Fließbeginn offenbar von der Grösse des hydrostatischen Druckes p abhängt, liegt der Gedanke nahe, A als Funktion von p darzustellen.

Dann entspricht der Kurventeil mit positivem $x = p$ einer Volumenvermehrung und mit negativem $x = p$ einer Volumenverminderung, weil nach (V) p proportional e ist und $x = p = 0$ dem Verdrehungsversuch (mit $\sigma_x = -\sigma_y, \sigma_z = 0$). Wird $y > \sqrt{2EA}$, so sind die Verzerrungen nicht mehr elastisch, sondern unelastisch. Die Linie dieser Plastizitätsbedingung teilt daher die σ_z, p -Ebene in einen elastischen und einen plastischen Bereich und stellt ähnlich wie die Mohr'sche Kurve eine „Grenzlinie“ dar, die für jeden Baustoff durch Versuche bestimmt werden kann.

Auf Grund der Versuche des Deutschen Ausschusses für Eisenbeton konnte ich für den üblichen Eisenbetonmörtel diese beiden Grenzlinien, also sowohl nach Otto Mohr, wie nach der Hypothese der Energiegrenze der Elastizität m. W. erstmalig aufstellen. Damit ist zugleich auch ein brauchbares Mittel zur Bestimmung der *Sicherheit unserer Beton- und Eisenbetonbauteile* gegeben (s. W. Gehler, Erläuterungen zu den Eisenbetonbestimmungen 1925, IV. Aufl., S. 187, Verlag v. Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin).

Zum Schluss möchte ich hinsichtlich der Wahl zwischen den beiden neuzeitlichen Bruchhypothesen unsere gegenwärtige Meinung folgendermassen zusammenfassen.

Die Mohr'sche Hypothese darf heute noch als die zweckmässigste Darstellung für spröde Stoffe angesehen werden. Sie gilt jedoch nur für den Gleitungsbruch (also nicht für den Fall des Trennungsbruches), bietet aber gerade dann den besondern Vorteil des Zusammenhanges zwischen der Gleitflächenrichtung und den Hauptspannungen. Die Hypothese der Energiegrenze der Elastizität scheint besonders für den Fließbeginn plastischer Stoffe recht brauchbar zu sein, sei es in der Form der konstanten Gestaltsänderungsenergie oder der Formänderungsenergie-Bedingung als Funktion des hydrostatischen Druckes p . Voraussetzung für jede derartige allgemeine Hypothese ist naturgemäss Homogenität des Baustoffes und des Spannungszustandes.

M. MESNAGER

Je n'ai pas voulu dans l'exposé sommaire que je viens de faire, parler des cônes qui se produisent aux bases des prismes essayés à la rupture, parce que je voulais simplifier autant que possible. M. Föppl ayant montré que ces cônes tenaient uniquement au frottement des bases et qu'on pouvait faire disparaître complètement ce frottement, ce sont des faits accessoires et l'éclatement dans la direction de la pression existe sans eux.

DR. W. ROSENHAIN, Teddington

Mr. Mesnager, in his account of the phenomena of rupture in solid bodies, looked at the matter from the mathematical point of view. He carries the matter further than has previously been done by taking into full account the effects of certain inhomogeneities in the material, such as small bubbles or other discontinuities, which have formerly been disregarded in the mathematical treatment of the subject. While this is an important advance, it does not go far enough because it is necessary to take account not only of minute discontinuities of this kind but also of the inner structure of the material. There is necessarily a wide difference between a vitreous body such as glass and a plastic crystalline substance such as ductile metal. The difference is that in the former case, minute discontinuities must play a very much greater part than they do in the softer material.

Recently, Dr. A. A. Griffiths of Farnborough, England has produced some very remarkable results in the case of specially treated silica. Dr. Griffiths produced drawn silica rod more than 2 inch (3 mm) in diameter which, when freshly drawn, or while carefully protected by a coating of india-rubber solution from contact even with the dust in the air, exhibited very remarkably high tensile strength and elastic ranges. A rod of silica of that thickness could be bent practically double, and then released and would spring back without fracture. The tensile strength was of the order of 200 tons per sq. inch. If, however, the surface were touched with the finger or even exposed to contact with the dust in the air for a short time, the material reverted to the ordinary condition of relative weakness and brittleness. This showed the immense influence which the condition of the surface had upon the mechanical behaviour of a nearly homogeneous substance such as fused silica. In the case of very hard metals, there was a similar but not so great a degree of sensitiveness, but as the material became softer and more ductile the effect of slight discontinuity either in the surface or interior, became very much diminished.

In order to understand these differences, it is necessary to remember that in metals plastic deformation takes place by a process of slip within the crystals and that it is only the occurrence of this process of slip which gradually hardened the

metal and exhausts the ductility. Fracture only occurs where the ductility has been exhausted by a sufficient amount of precedent slip. In the case of failure under fatigue (alternating stresses) this exhaustion of ductility might occur locally while the rest of the material remains comparatively soft and ductile, although the whole of the fatigue test-piece is found to be seriously work-hardened at the end of the test. It is interesting to notice, however, that the character of the fatigue fracture had much in common as regards appearance with the fracture of a piece of glass. It was not, perhaps, too much to suggest that the material of the fatigue test piece, in the immediate vicinity of the fracture, had been converted into an internal condition more or less resembling that of glass.

He (Dr. Rosenhain) had dealt with this matter at considerable length elsewhere. His only purpose in mentioning it in this connection was to emphasize the need of considering the internal character of the material and distinguishing most carefully between phenomena which occur by crystal slipping in ductile metals and the fractures which result from stress concentration in brittle vitreous materials in which discontinuity plays such an important part.

M. MESNAGER

Il serait très désirable que l'influence de la constitution microscopique des matériaux dans le calcul des pièces nous fût connue, malheureusement dans l'état actuel de nos connaissances sur la résistance des matériaux nous devons nous contenter de moyennes relatives à une certaine étendue.

J'ai déjà abordé la rupture par efforts alternatifs dans la Revue de métallurgie en 1922. Mémoires p. 435.

BIBLIOGRAPHIE

- LAMÉ. — Leçons sur la théorie mathématique de l'élasticité. Gauthier-Villars. 1866.
 VOIGT. — Wiedman Annalen 1895, Bd. 53 et 1899, Bd. 67, p. 452.
 MOHR OTTO. — Über die Darstellung des Spannungszustandes und des Deformationszustandes eines Körperelementen und über die Anwendung derselben in der Festigkeitslehre. Civil Ingenieur 1882 p. (En Français BAES, Revue de l'École Polytechnique de Bruxelles 1922. MESNAGER, Déformation et rupture des solides. Revue de Métallurgie 1922 p. 366). Welche Umstände bedingen die Elasticitätsgrenze und den Bruch eines Materials? (Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure 1900, p. 1534). — Abhandlungen aus dem Gebiete der technischen Mechanik (Berlin 1914, p. 192à 203).
 KÁRMÁN. — Festigkeitsversuche unter allseitigem Drück, Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure 1911, p. 1749.
 FÖPPL. — Bruchgefahr. Mitteilungen aus dem mach. tech. Laboratorium. München, 1900.

- ALFONS LEON. — Über die Störungen der Spannung-verteilung, die in elastischen Körpern durch Bohrungen und Blaschen entstehen. Oesterreiche Monatschrift für den Öffentlichen Baudienst. 1908, p. 166.
- CONSIDÈRE. — Comptes rendus de l'Académie des Sciences. 18 Avril 1904. Annales des Ponts et Chaussées. 1904, II, p. 258. Génie Civil, 16 février 1907.
- MESNAGER. — Les Pierres, Baillièrè 1923 (Expériences de Föppl, p. 80; Expériences de Kármán, p. 134. Formules d'Alfons Leon, p. 130. — Revue de Métallurgie Mémoires 1922 p. 366 à 436.
- MALAVAL. — Limite élastique et déformation permanente. Technique moderne, 1922, p. 280 et 348.
- LEBLOND. — Sur les déformations permanentes et les cassures de métaux. Technique moderne 1923, p. 7.
-

DAS PROBLEM DER STRECKGRENZE

von

PROF. DR. F. KÖRBER,

Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf

Dem Beginn der bleibenden Formänderungen der Metalle wird im technischen Materialprüfungswesen in der letzten Zeit so starke Beachtung geschenkt, dass es gerechtfertigt erscheint, sich durch einen zusammenfassenden Ueberblick über den Stand unserer Kenntnisse Rechenschaft zu geben.

Spröde Stoffe sind dadurch gekennzeichnet, dass sie bei Einwirken äusserer Kräfte mit der Beanspruchung wachsende elastische Verformungen erleiden, bis die sich dabei ausbildenden inneren Spannungen die Kohäsion überwinden, sodass ein Bruch eintritt. Dagegen gehen bei *plastischen Stoffen* nach Ueberschreitung einer gewissen Grenzbeanspruchung die elastischen Formänderungen in bildsame über, die bei der Wiederentlastung des Probekörpers nicht verschwinden; bei geeigneter Art des Angriffes und bei ausreichender Grösse der äusseren Kräfte schreitet die Formänderung weiter, bis eine Zerstörung des Zusammenhanges, ein Bruch, eintritt.

Die Mehrzahl der metallischen Werkstoffe, die technische Verwendung finden, besitzen in mehr oder weniger stark ausgeprägtem Masse die Eigenschaft der Plastizität. Bemerkenswert ist, dass bei den plastischen Verformungen der Metalle der Formänderungswiderstand mit dem Grade der Verformung ansteigt, das Metall also verfestigt wird. Der Beanspruchung, bei deren Ueberschreitung merkliche bildsame Formänderungen eintreten, kommt für die Beurteilung des Werkstoffes für seine praktische Verwendung besondere Bedeutung zu. In der Materialprüfung gilt die *Elastizitätsgrenze*, in vielen Fällen auch die *Fliess-* oder *Streckgrenze* als die diesen Uebergang vom elastischen zum plastischen Gebiet kennzeichnende Werkstoffeigenschaft ¹⁾. Beim Ueberschreiten der Streckgrenze beginnt das „*Fliessen*“ des Werkstoffes. Unter *Fliessen* ist zu verstehen, dass ein Stoff unter gleichbleibender oder gar unter absinkender Last fortschreitende Formänderungen erleidet. Auf die wiederholten Versuche, durch Verfolgung der physikalischen Eigenschaften, wie Leitfähigkeit, magnetische Eigenschaften, u.s.w., Einblick in die Vorgänge

¹⁾ Zu der Frage, ob es eine wahre Elastizitätsgrenze gibt, unterhalb deren sich der Werkstoff rein elastisch verhält, soll hier nicht Stellung genommen werden.

des Fließens zu gewinnen, soll heute nicht eingegangen werden, haben diese doch bisher keine eingehenderen Erkenntnisse über das Fließen erbracht, als sie aus dem Zugversuch zu gewinnen sind.

Die technischen Metalle sind aufgebaut aus einer Vielheit von Kristalliten, deren kristallographische Orientierung, von Sonderfällen abgesehen, eine regellose ist. Da bei den plastischen Formänderungen nicht nur gegenseitige Verschiebungen dieser Kristallite, sondern vor allem auch im Innern der einzelnen Kristallite Veränderungen vor sich gehen, soll zunächst die Frage des Beginnes bleibender Formänderungen in einkristallinen Metallproben besprochen werden.

Die plastische Formänderung von *Einkristallen* erfolgt durch Abschiebung gleitfähiger Schichten auf kristallographisch ausgezeichneten Netzebenen des Raumgitters, den sog. Gleitflächen, längs bestimmter Gleitrichtungen. Nach Untersuchungen von P. Rosbaud und E. Schmid ¹⁾ ist die Gesetzmässigkeit, welche den Beginn der plastischen Verformung für Einkristalle regelt, folgendermassen zu formulieren: Die Konstante, welche die Plastizität eines Kristalles beschreibt, ist die in der Gleitrichtung wirkende Schubspannung je Flächeneinheit der Gleitfläche, welche die erste Dehnung bzw. jene, die der Streckgrenze entspricht, verursacht. Diese kritische Schubspannung hat sich dabei unabhängig von der auf die Gleitfläche wirkenden Normalspannung erwiesen. Sobald sie erreicht wird, tritt die plastische Dehnung des Kristalles ein. Die spezifische Belastung, bei der in einem auf Zug beanspruchten Metallkristall diese kritische Schubspannung erreicht wird, ist demnach abhängig von der kristallographischen Orientierung der Gleitfläche bzw. Gleitrichtung zur Zugachse; die Streckgrenze des Einkristalles ist also nicht als eine Materialkonstante sondern als eine Orientierungsfunktion gekennzeichnet. Sie besitzt ein Minimum, wenn Gleitrichtung und Gleitfläche je einen Winkel von 45° mit der Längsachse einschliessen.

Belasten wir nun einen *vielkristallinen Metallprobstab*, dessen einzelne Körner eine durchaus regellose kristallographische Orientierung zur Stabachse besitzen, so vermögen wir auf Grund unserer Erkenntnisse über den Beginn der plastischen Verschiebungen im Einkristall keine bestimmten Aussagen über den Dehnungsbeginn im vielkristallinen Metall zu machen. Wenn auch Kristallite vorhanden sein werden, deren Lage zur Stabachse die Bedingungen für das Minimum der Streckgrenze erfüllen, so ist bei Erreichen dieser spezifischen Belastung doch zu berücksichtigen, dass im Gegensatz zur Einkristallprobe die Formänderung des Einzelkristalliten im vielkristallinen Haufwerk durch die Nachbarkristallite behindert ist, für die infolge abweichender Orientierung die Bedingung für den Gleitbeginn noch nicht erfüllt ist. Weiterhin müssen wir beachten, dass bei einer Anzahl von Metallen vor dem Einsetzen der innerkristallinen Gleitungen gegenseitige Verschiebungen der Kristallite eintreten, die Festigkeit des Konglomerates also hinter der der Kristallite zurückbleibt ²⁾. Mit zunehmender Belastung wird für eine immer grösser werdende Zahl von Kristalliten der für den Beginn des Fließens kennzeichnende

¹⁾ ZS. f. Phys. 32 (1925), S. 197/225.

²⁾ G. Tammann, Lehrbuch d. Metallographie 3. Aufl., Leipzig 1923, S. 83.

Wert der Schubspannung auf der Gleitfläche überschritten werden. Infolgedessen wird die plastische Dehnung des Stabes ein stetiges Anwachsen mit der Belastung zeigen. Abb. 1a zeigt die *Belastungs-Formänderungskurve* für eine Metallprobe der für Zugversuche üblichen Gestalt, die aus vielen regellos gelagerten homogenen Kristalliten aufgebaut ist. Zu Beginn zeigt dieses Diagramm einen geradlinigen Verlauf entsprechend dem *Hook'schen Gesetz*, das im rein elastischen Gebiet die Beziehung zwischen Spannung und Formänderung beschreibt. Der Beginn der bleibenden Formänderungen kann durch Längenmessung des Stabes bei jedesmaliger Entlastung nach stufenweise steigender Belastung ermittelt werden. Es ist klar, dass der Wert der Zugspannung, bei dem die erste bleibende Formänderung festgestellt wird, abhängig ist vom Grade der Messgenauigkeit des Bestimmungsverfahrens; er liegt umso tiefer, je kleinere Längenänderungen das Messgerät zu ermitteln gestattet.

Während bei den meisten in der Technik Verwendung findenden plastischen Metallen und Metallegierungen, z.B. Aluminium, Kupfer und vielen Legierungen derselben, die Ausbildung des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes der Abb. 1a entspricht, beobachten wir eine abweichende Gestaltung desselben in vielen Fällen beim Stahl, vereinzelt auch bei anderen Metallen; Abb. 1 b u. c zeigen kennzeichnende Arten des Diagrammes für kohlenstoffarmen Flussstahl. In Abb. 1 b tritt

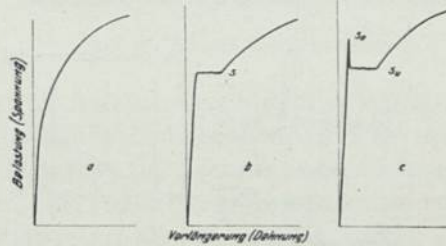


ABB. 1. Ausbildungsformen von Zugdiagrammen

nach zunächst geradlinigem Anstieg der Dehnung mit der Spannung beim Erreichen der Spannung S unvermittelt eine starke Verlängerung der Probe ohne weitere Belastungssteigerung ein, der Stab „fließt“; mit der Spannung S ist die Fließ- oder Streckgrenze des Stabes erreicht. Zuweilen zeigen die Zugdiagramme kein scharf ausgeprägtes *Fliessintervall* sondern nur einen mehr oder weniger scharf ausgeprägten *Knickpunkt*, bei dem der zunächst geradlinig ansteigende Ast des Diagramms in den gekrümmten Teil desselben übergeht. Bei dem Diagramm nach Abb. 1 c tritt nach Erreichen eines bestimmten Wertes der Zugspannung S_0 ein Abfall zu einem niedrigeren Spannungswert S_u ein, unter dem nun eine weitere Dehnung des Stabes, das Fließen, zuweilen unter wiederholtem kleineren Spannungsanstieg und -abfall vor sich geht. Der Spannungswert, bei dessen Ueberschreitung der Fließvorgang ausgelöst wird, wird dann als „obere“ Streckgrenze, der niedrigste Wert, bei dem die Dehnung noch weiter fortschreitet, als „untere“ Streckgrenze bezeichnet ¹⁾.

Beim Zugversuch kennzeichnet sich das Ueberschreiten der (oberen) Streckgrenze durch Stehenbleiben oder gar Absinken des Zeigers bei Maschinen mit Messdose oder Manometerablesung oder des Wagebalkens bei Prüfmaschinen mit Laufgewichtswage. Die deutschen Industrienormen (DIN 1602) und ähnliche

¹⁾ C. Bach, ZS. V. D. I. 48 (1904), S. 1040.

Materialprüfungsvorschriften in anderen Ländern definieren für diesen Fall als Fließgrenze die Spannung, bei der trotz zunehmender Formänderung die Kraftanzeige der Prüfmaschine erstmalig unverändert bleibt oder zurückgeht.

Die grosse Bedeutung dieser Fließgrenze einerseits für den *Technologen*, der den Stahl in mechanischen Formänderungsprozessen verarbeiten will, anderseits für den *Konstrukteur*, der ihn für alle Arten von technischen Bauwerken als Werkstoff verwenden will, ist offenkundig. Während bis zu dieser Belastungsgrenze keine oder im allgemeinen praktisch zu vernachlässigende plastische Formänderungen zu beobachten sind, setzt mit ihrem Erreichen die Dehnung des Werkstoffes in sehr starkem Ausmasse ein.

Stellt somit die Fließgrenze eine für den Stahl sehr wichtige und sein Verhalten kennzeichnende Werkstoffeigenschaft dar, so ist das Streben verständlich, auch für solche Fälle, in denen die Spannungs-Dehnungskurve ein Fließintervall *nicht* erkennen lässt, eine der Fließgrenze entsprechende Beanspruchungsstufe festzu-

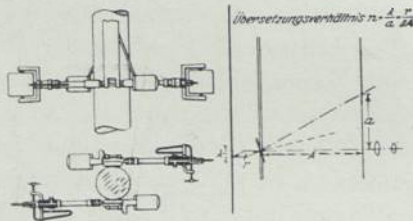


ABB. 2. Martens-Spiegelapparat

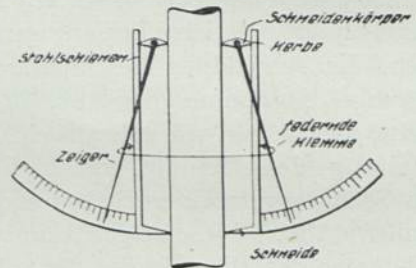


ABB. 3. Martens-Kennedy-Apparat

legen. Es ist üblich geworden, bei solchen Metallen als Streckgrenze die Spannung zu bezeichnen, die eine bleibende Verlängerung von bestimmter Grösse, bezogen auf die ursprüngliche Messlänge, hervorruft; das Mass dieser bleibenden Verlängerung ist *willkürlich*. Die Streckgrenze gilt bei solchen Metallen in Deutschland und auch in einer Reihe anderer Länder dann als erreicht, wenn der Betrag der bleibenden Dehnung bei stufenweise steigender Be- und Entlastung auf 0,2 % der Messlänge des Probestabes angewachsen ist; sie wird auch bezeichnet als 0,2-Grenze oder als $\sigma_{0,2}$. Ihre Bestimmung erfolgt mit Feinmessgeräten; in Deutschland sind neben dem *Martens-Spiegel-Messgerät* (Abb. 2) der *Martens-Kennedy-Apparat* (Abb. 3) und der besonders einfach zu handhabende *Krupp-Kennedy-Apparat* (Abb. 4) in Gebrauch, deren Messgenauigkeit mit dem üblichen Uebersetzungsverhältnis von 1/20 oder 1/50 ausreichend ist.

Der bis zur Streckgrenze zugelassene Dehnungswert von 0,2 % der Messlänge ist zwar auf Grund praktischer Ueberlegungen, aber doch, wie bereits betont wurde, nicht ohne Willkür festgesetzt worden. Dadurch ist der Charakter der 0,2-Grenze als einer auf reiner Vereinbarung beruhenden *Dehngrenze* gekennzeichnet; eine in der Natur des Werkstoffes begründete physikalische Bedeutung geht ihr ab. Auch Rückschlüsse auf die Grösse der Spannung, bei der die ersten mit den

empfindlichsten Messgeräten sicher festzustellenden bleibenden Dehnungen (0,001 %) ¹⁾ oder auch höhere Dehnungsbeträge (0,005 % oder 0,03 %) ²⁾ festzustellen sind, können nicht gezogen werden, da bei Werkstoffen mit ständig ansteigendem Spannungs-Dehnungs-Diagramm das Schrittmass, mit dem die bleibenden Formänderungen anwachsen, ein ganz verschiedenes sein kann ³⁾. Abb. 5 veranschaulicht für drei Stahlproben die Unterschiede im Fortschreiten der bleibenden Dehnung von dem Betrage für die 0,005-Grenze bis zur Streckgrenze (0,2 %). Aus der Gestalt dieser Kurven ist besonders deutlich zu ersehen, dass der Punkt, bei dem der für die Streckgrenze als zulässig bezeichnete Dehnungsbetrag von 0,2 % erreicht wird, keineswegs eine in den natürlichen Verhältnissen des Werkstoffes begründete Grenze darstellt.

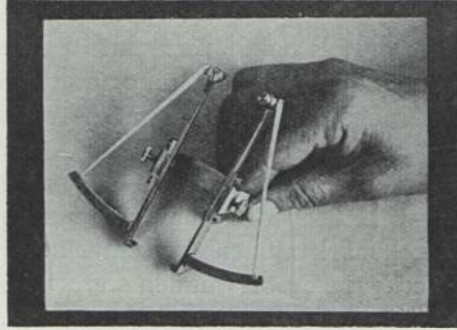


ABB. 4. Krupp-Kennedy-Apparat

Eine Änderung des für die Definition der Streckgrenze vereinbarten Dehnungsbetrages, für dessen Wahl rein praktische Erwägungen massgebend gewesen sind, die sich naturgemäss mit wechselnden Bedürfnissen der Technik ändern können, würde die Lage dieser Grenze zu höheren oder niedrigeren Spannungswerten verschieben, und zwar keineswegs gleichmässig für alle Werkstoffe.

Da alle plastischen Verformungen zu ihrem Ablaufe Zeit erfordern, darf bei der Bestimmung der 0,2-Grenze nicht übersehen werden, dass der Betrag der bleibenden Dehnung, der nach einer Be- und Entlastung der Probe gemessen wird, und damit auch der Spannungswert, bei dem der Dehnungsgrenzwert von 0,2 % festgestellt wird, bei manchen Metallen von der *Zeitdauer der Belastung* beeinflusst wird, und zwar umso stärker, je mehr sich die Prüftemperatur dem Schmelzpunkt oder der Rekristallisationstemperatur des Metalles nähert.

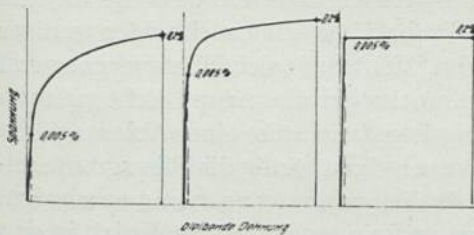


ABB. 5. Gegenseitige Lage der 0,005 % u. 0,2 % Grenze (Sonderstahl)

Kennzeichnet sich aber die Streckgrenze im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch ein *Fliessintervall* oder einen *Spannungsabfall*, so handelt es sich offensichtlich um eine im Wesen des Werkstoffes liegende Belastungsgrenze, bei deren Ueberschreitung *spontan* der Fliessvorgang einsetzt. Vergleichen wir das in Abb. 1 b

¹⁾ 0,001 % : Betrag der bleibenden Dehnung für die Elastizitätsgrenze gemäss Definition des Int. Congr. f. d. Mat. Prüf. d. Techn. Brüssel, 1906.

²⁾ 0,03 % : Betrag der bleibenden Dehnung für die Elastizitätsgrenze im deutschen behördlichen Abnahmewesen nach einem Gutachten von Martens.

³⁾ M. Moser, Berichte der Fachausschüsse des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, Werkstoffausschussbericht Nr. 96, 1926.

dargestellte Spannungs-Dehnungsdiagramm mit horizontalem Fließbereich mit dem stetig ansteigenden nach Abb. 1a, so erkennen wir, dass der wesentliche Unterschied darin besteht, dass die Kurve bis zu verhältnismässig hoher Beanspruchung geradlinig, in ihrer Neigung durch die Dehnungszahl bestimmt, ansteigt. Eine bleibende Dehnung tritt in diesem Bereiche nicht ein. Der sich nach Erreichen der Streckgrenze im Fließbereich abspielende Vorgang lässt den Stab die bis dahin versäumte Dehnung nachholen, und zwar wird der zeitliche Verlauf dieser Verlängerung unter gleichbleibender Belastung durch die Geschwindigkeit des bewegten Spannkopfes der Prüfmaschine geregelt. Das Ausbleiben der bleibenden Dehnung bis zur Streckgrenze kann nur so gedeutet werden, dass sich beim Stahl gegenüber dem Kupfer oder sich ähnlich verhaltenden Metallen im strukturellen Aufbau bedingte zusätzliche Widerstände gegen die inner- bzw. zwischenkristallinen Verschiebungen betätigen, die erst beim Erreichen der Streckgrenze überwunden werden. Bemerkenswert ist, dass in diesem Falle der Fließvorgang an einem Punkt der Messlänge einsetzt und sich von dort über die ganze Versuchslänge der Probe ausbreitet. Dabei bleibt die Zugspannung unverändert, weil der Fortfall bzw. die Erniedrigung der genannten zusätzlichen Widerstände jeweils durch die örtlich eintretende Verfestigung infolge der Reckung ausgeglichen wird, bis sich der Fließvorgang über die ganze Versuchslänge des Stabes ausgebreitet hat. Im weiteren Ablaufe des Zugversuches weicht die Spannungs-Dehnungskurve nicht mehr grundsätzlich von dem in Abb. 1a dargestellten Verlaufe ab.

Die Bestimmung der Streckgrenze macht in diesem Falle keine Schwierigkeiten, nur muss beachtet werden, dass mit steigender Geschwindigkeit der Belastung die Streckgrenze zu höheren Werten verschoben wird; doch ist bei Stahl unterhalb einer Belastungsgeschwindigkeit von $1 \text{ kg/mm}^2 \text{ sec}$ der Einfluss weit kleiner, als bei höheren Geschwindigkeiten, so dass er praktisch vielfach zu vernachlässigen ist. Die Streckgrenze kennzeichnet sich beim Versuch dadurch, dass die Lastanzeige bei fortschreitender Verlängerung der Probe über einen mehr oder weniger ausgedehnten Zeitbereich unverändert bleibt. Zieht sich der Fließvorgang auf einen sehr engen Bereich zusammen oder kommt es gar überhaupt nicht mehr zu einer genügend langandauernden Belastungskonstanz, die eine Ablesung am Kraftzeiger der Maschine gestattet, so kann auch dann häufig die Fließgrenze zuverlässig und eindeutig aus dem Diagramm als die Spannung entnommen werden, bei der der geradlinig ansteigende Kurvenast mit einem deutlichen Knick in den gekrümmten Teil der Spannungs-Dehnungs-Schaulinie übergeht. Bei gehärteten und nach dem Härten nur schwach angelassenen Stählen ebenso bei kaltgereckten Metallen wird dieser Kurventyp häufig beobachtet. Sofern sich der Uebergang zum Gebiete der plastischen Verformungen aber nicht genügend deutlich auf der Spannungs-Dehnungskurve kennzeichnet, wird die Streckgrenzenbestimmung durch die Ermittlung der Dehngrenze (0,2-Grenze) mittels Feinmessgeräte zu ersetzen sein.

Bei dem durch Abb. 1 c veranschaulichten Fall des Spannungs-Dehnungs-Ver-

laufes bleibt die Dehnung nicht nur bis zu der Spannung aus, bei der sie ohne Belastungssteigerung fortschreitet, sobald der Fliessvorgang einmal eingeleitet ist, sondern es findet eine Ueberhöhung der Belastung statt, bis mit Erreichen der oberen Streckgrenze S_o der Fliessvorgang einsetzt; dieser vollzieht sich alsdann bei der tiefer liegenden Spannung S_u der unteren Streckgrenze. Der Spannungsabfall von der oberen zur unteren Streckgrenze, der am Kraftmesser der Prüfmaschine zu beobachten ist, erfolgt *augenblicklich*. Der katastrophenartige Charakter dieses Zusammenbruches des bis dahin der Beanspruchung widerstehenden Werkstoffes legt die Auffassung nahe, dass sich der Werkstoff beim Aufbringen der oberen Streckgrenze entsprechenden Belastung in einem *labilen* Spannungszustand befindet und im Fliessvorgang in den stabilen Zustand überzugehen bestrebt ist. Diese Metastabilität des Spannungszustandes ist durchaus den bei anderen Erscheinungen beobachteten instabilen Zuständen zu vergleichen; der Verzug des Fliessvorganges entspricht z. B. der Unterkühlung einer Schmelze unter dem Erstarrungspunkt oder dem Siedeverzug einer Flüssigkeit beim Ueberschreiten des Siedepunktes. Wie in diesen Fällen die Auslösung des metastabilen und der schnell ablaufende Uebergang in den stabilen Zustand sich durch die Versuchsumstände willkürlich beeinflussen lassen, zum Teil jedoch rein zufälligen Einflüssen ausgesetzt sind, so ist das auch bei dem Einsetzen des Fliessvorganges an der oberen Streckgrenze der Fall, wie im nachstehenden an einer Reihe von Beobachtungen ausgeführt werden soll.

Das Erreichen der oberen Streckgrenze und der plötzliche Abfall der Spannung zur unteren Streckgrenze tut sich auf der blank polierten Oberfläche des Probestabes durch das Auftreten von sog. *Streck- oder Fliessfiguren* (Lüders'sche Linien) kund. Eine nähere Untersuchung, wie sie vor allem von A. Nadai ¹⁾ durchgeführt worden ist, kennzeichnet diese Streifen als Schnittspuren unter 45° zur Stabachse geneigter Gleitebenen, in denen sich die Teile des Probestabes gegeneinander verschieben. Bei dem ersten Lastabfall von der oberen Streckgrenze erscheint nur eine oder nur eine ganz beschränkte Anzahl von solchen Fliesslinien, die sich mit fortschreitender Dehnung des Stabes im Fliessintervall allmählich über die ganze Stablänge ausbreiten. Zuweilen bilden sich aber ohne Zusammenhang mit den bereits bestehenden neue Gleitschichten in dem Probestab. Nadai hat beobachtet, dass die Ausbildung einer solchen neuen Fliessfigur über einen schiefen Querschnitt des Stabes zeitlich mit einem jedesmaligen Lastabfall zusammentraf. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt dann im Fliessbereich keinen wagerechten Verlauf bei konstanter Spannung, sondern ein wiederholtes unregelmässiges Schwanken derselben.

In Abb. 6 sind einige typische Ausbildungsarten von Zugdiagrammen von weichem Stahl im Fliessbereich zusammengestellt, wie sie bei einer zurzeit im K.W. Institut für Eisenforschung laufenden grösseren Untersuchungsreihe über die mechanischen Eigenschaften von Kesselbaustoffen bei gleicher Probestabform und gleichen Versuchsbedingungen wiederholt beobachtet worden sind. Nach der

¹⁾ ZS. f. techn. Phys. 5 (1924), S. 369.

Definition von C. Bach ¹⁾ hat als untere Streckgrenze jeweils der kleinste Wert der Spannung zu gelten, auf den die Belastung während des Streckens sinkt oder unter der das Strecken noch vor sich geht. Manche Einzelheit des Kurvenverlaufs in Abb. 6 im Fließbereich ist nicht durch den Werkstoff, sondern durch Besonderheiten der Versuchsführung, insbesondere der Maschine bedingt. Die in Abb. 6 veranschaulichten Versuchsergebnisse lassen es notwendig erscheinen, auf Grund eines reicheren Erfahrungsmaterials die Begriffsbestimmung der unteren Streckgrenze nachzuprüfen und schärfer zu umschreiben, sofern sie als Werkstoffeigenschaft gelten soll, die das mechanische Verhalten des Werkstoffes zuverlässig und eindeutig kennzeichnet.

Häufig setzt die Fließlinienbildung an einem Ende des zylindrischen oder prismatischen Probestabes ein und breitet sich dann von dort aus über die ganze Stablänge aus. Wird ein Spannungsabfall nicht beobachtet (Abb. 1 b), so treten auch keine ausgeprägten, scharf begrenzten Fließlinien auf, sondern es ist ein

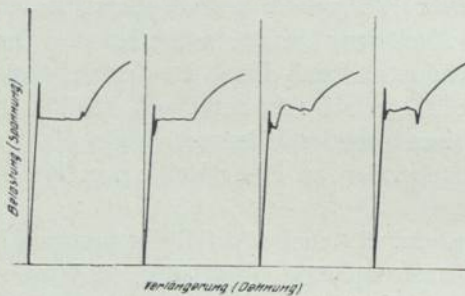


ABB. 6. Ausbildungsformen der Streckgrenze (Kesselblech)

Mattwerden der polierten Oberfläche des Stabes zu verzeichnen, das an den Stellen beginnt, an denen durch irgendwelche Zufälligkeiten der Fließvorgang zuerst einsetzt und sich von dort aus über die ganze Versuchslänge des Stabes ausbreitet. Eine gleichmässige Dehnung des Probestabes über die ganze Messlänge erfolgt erst wieder, wenn der Fließvorgang beendet ist und die Belastung wieder ansteigt.

Die Labilität des Spannungszustandes an der oberen Streckgrenze tritt mit

besonderer Deutlichkeit dadurch hervor, dass der Grad der labilen Spannungsüberhöhung nicht nur von der Wahl der jeweiligen Versuchsbedingungen stark beeinflusst wird, sondern auch bei möglichster Einhaltung der gleichen Versuchsbedingungen häufig starken Schwankungen unterworfen ist. Das lassen schon die ältesten in der Literatur mitgeteilten Versuchsergebnisse, bei denen zwischen oberer und unterer Streckgrenze unterschieden wird, erkennen. Zahlentafel 1 enthält diese Versuchsergebnisse von C. Bach ¹⁾. Die Werte der oberen Streckgrenze schwanken bei gleicher Versuchsausführung in erheblich stärkeren Grenzen als die der unteren; im Durchschnitt liegen sie um 35 % höher als diese. Während bei diesen Proben der Spannungsabfall von der oberen zur unteren Streckgrenze im allgemeinen unter 10 kg/mm^2 bleibt, zeigt Zahlentafel 2 nach Ergebnissen von C. Bach und R. Baumann ²⁾, dass derselbe auch noch beträchtlich höhere Beträge, bis zu 16 kg/mm^2 , in einem Falle 50 % der Spannung an der unteren Streckgrenze erreichen kann. In zwei Fällen ist sogar die obere Streckgrenze bei höherer Spannung beobachtet worden als die Zugfestigkeit, wobei allerdings zu beachten ist, dass

¹⁾ ZS. V. D. I. 48 (1904), S. 1040.

²⁾ Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien 2. Aufl., Berlin 1921, S. 6.

diese, wie üblich, als Quotient der Höchstlast und des ursprünglichen Querschnittes berechnet worden ist. Die Werte der Dehnung und Einschnürung und unteren Streckgrenze lassen erkennen, dass es sich dabei nicht um Werkstoffe handelt, deren Streckgrenze etwa durch Kaltverformung oder Wärmebehandlung künstlich erhöht worden ist.

ZAHLENTAFEL 1

Streckgrenzenwerte von weichem Flusstahl (C. Bach)

ZAHLENTAFEL 2

Festigkeitseigenschaften von Stählen (C. Bach u. R. Baumann)

Werkstoff	Streckgrenzenwerte von weichem Flusstahl (C. Bach)			Stahl	Festigkeitseigenschaften von Stählen (C. Bach u. R. Baumann)					
	Obere Streckgrenze kg/mm ²	Untere Streckgrenze kg/mm ²	Differenz kg/mm ²		1	2	3	4	5	
A	29.1	21.2	7.9	Obere Streckgrenze kg/mm ²	38.1	84.4	44.0	37.0	43.1	
	26.1	20.6	5.5							
	28.8	21.0	7.8							Untere Streckgrenze kg/mm ²
	28.1	21.0	7.1							
Mittel	28.0	21.0	7.1	Zugfestigkeit kg/mm ²	39.9	89.8	46.0	36.4	42.5	
B	36.8	26.0	10.8	Obere Streckgr. in % der Zugfestigkeit	97	94	95	102	101	
	34.5	27.0	7.5							
	34.6	25.1	9.5	Untere Streckgr. in % der Zugfestigkeit						
	35.3	25.8	8.5							
Mittel	35.3	26.0	9.3	Dehnung %	33.0	16.7	33.1	37.3	32.2	
				Einschnürung %	69.0	46.1	74.0	74.0	72.0	

Besondere Beachtung verdient in diesem Zusammenhang der Einfluss, den die *Probenform* auf die Lage der Streckgrenze, insbesondere auf den Grad der Spannungsüberhöhung an der oberen Streckgrenze ausübt, und zwar spielen hier *Querschnittsform*, *Uebergang von der Versuchslänge zu den Stabköpfen* und schliesslich das *Verhältnis von Versuchslänge zu Probendicke* eine Rolle.

Der Einfluss der *Querschnittsform* ist nach Untersuchungen von C. Bach¹⁾ aus Abb. 7 ersichtlich. Die Streckgrenzenwerte zeigen ebenso wie die Zugfestigkeit eine Abnahme beim Uebergang vom Rundstab zum Flachstab und zum doppel-T-förmig gestalteten Stabquerschnitt. Die weit stärkere Beeinflussung der

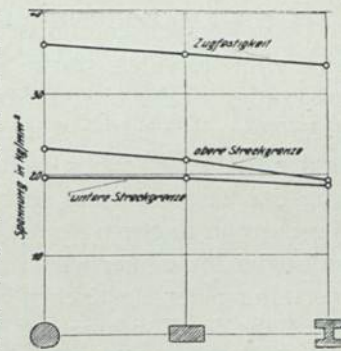


ABB. 7. Querschnittsformen und Festigkeitswerte (C. Bach)

¹⁾ C. Bach, Z.V.D.I. 49 (1905) I. 615; Mitt. Forschungsergebnisse Heft 29 (1905), I. 61.

oberen Streckgrenze im Vergleich zur unteren Streckgrenze tritt aus dem Schaubild deutlich hervor.

Abb. 8 und 9 veranschaulichen nach Untersuchungen des Eisenforschungsinstituts¹⁾ die starke Abhängigkeit der oberen Streckgrenze von der *Art des Ueberganges von der Versuchslänge des Stabes zu den stärkeren Stabköpfen*. Abb. 8 zeigt Spannungs-Dehnungskurven eines hochsilizierten Baustahles einmal mit möglichst allmählichem Uebergang durch langgestreckte konische Zwischenstücke, zweitens mit nur durch eine Hohlkehle gemildertem schroffem Uebergang. Während bei dem letzteren Stab der Spannungsabfall an der Streckgrenze nur $3,2 \text{ kg/mm}^2$ beträgt, erreicht er im ersten Falle mit $6,6 \text{ kg/mm}^2$ den doppelten Betrag. Noch deutlicher tritt der gleiche Einfluss der Stabform bei weichem Flusstahl in Abb. 9 hervor. Hier nimmt der Wert des Spannungsabfalles mit immer allmählicher werdendem Uebergang von Stab zu Kopf ständig zu, bis er bei dem Uebergang durch flachen Konus den Wert von 11 kg/mm^2 , d.h. 50 % des Spannungswertes an der unteren Streckgrenze

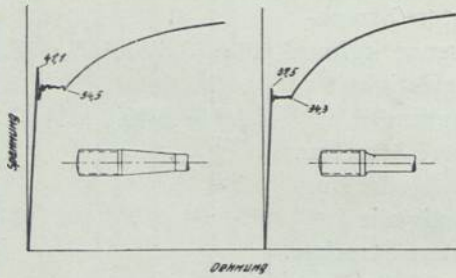


ABB. 8. Stabform und Streckgrenze (Silizium-Baustahl)

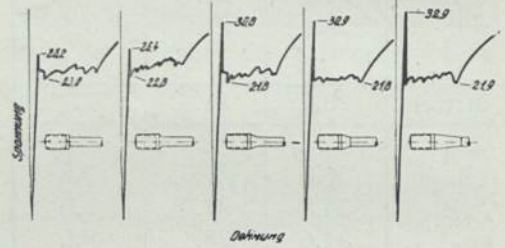


ABB. 9. Stabform und Streckgrenze bei Flusseisem

erreicht hat. Durch noch stärker gemilderten Uebergang gelang es bei diesem Stahl sogar, die Spannung an der oberen Streckgrenze bis über den Wert der Zugfestigkeit zu heben. Besonders hervorgehoben werden muss, dass bei diesen Versuchen sich die untere Streckgrenze nahezu unabhängig von der Stabform erwiesen hat.

Diese Versuchsergebnisse über den Einfluss des Ueberganges zu den Stabköpfen sind eine besonders starke Stütze für die Auffassung der Labilität des Spannungszustandes an der oberen Streckgrenze. Diese kann sich in umso stärkerem Grade ausbilden, je weniger das gleichmässige, rein achsiale Spannungsfeld, wie es sich in der Mitte des Stabes, weit genug von den Stabköpfen entfernt, unter der Wirkung der Zugbelastung ausbildet, durch den Einfluss der Stabköpfe gestört wird. Je schroffer dagegen der Uebergang zu den stärkeren Stabköpfen gestaltet ist, umso ungleichmässiger wird infolge der Behinderung der Quersammenziehung die Verteilung der elastischen Spannungen über den Querschnitt des Probestabes in der Nähe der Köpfe, sodass hier infolge örtlicher Spannungssteigerungen der Fliessvorgang bereits eingeleitet wird, ehe die Belastung die Höhe erreicht hat, die der Stab bei gemildertem Uebergang an der oberen Streckgrenze, allerdings im labilen

¹⁾ Zwanglose Mitteilungen des D. V. M. Nr. 8, 1926, S. 88.

Gleichgewicht, noch zu tragen in der Lage ist. Ist der Fließvorgang örtlich eingeleitet, so schreitet er über die ganze Länge des Stabes weiter fort.

Abb. 9 lässt erkennen, dass bei weichem Flussstahl selbst bei schroffem Uebergang zu den stärkeren Stabköpfen sich der Spannungssprung an der oberen Streckgrenze nicht ganz unterdrücken lässt. Eine grössere Versuchsreihe, die C. Bach¹⁾ an eingedrehten Probestäben von verschiedener Messlänge durchgeführt hat, bestätigt diese Feststellung. Der Spannungsabfall bei nicht zu kurzer Stablänge beträgt hier etwa 2 bis 4 kg/mm², in einem Fall sogar 7,5 kg/mm². Mit Verkürzung der Messlänge ($l/d < 1$) nimmt dagegen die Differenz zwischen oberer und unterer Streckgrenze sehr stark ab.

Die Neigung des Stahles zu der labilen Spannungsüberhöhung an der oberen Streckgrenze ist in starkem Masse von der *Temperatur* abhängig. Abb. 10 zeigt den Einfluss der Temperatur auf die Gestaltung des Spannungs-Dehnungsdiagrammes im Bereiche von 20 bis 500° für weichen Flussstahl. Mit steigender Temperatur sinkt die Fließgrenze, gleichzeitig wird der Unterschied zwischen oberer und unterer Streckgrenze geringer und ist bei 300° verschwunden. Bei Temperaturen oberhalb 300° tritt ein Fließintervall überhaupt nicht mehr auf, die Kurven zeigen einen stetigen Anstieg der Spannung mit der Dehnung. Besondere Beachtung verdient der wiederholte Spannungsanstieg und -abfall im Fließbereich bei 200°; auf diese Erscheinung soll in anderem Zusammenhange noch zurückgekommen werden.

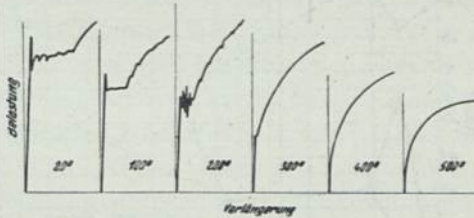


ABB. 10. Ausbildung der Streckgrenze von Kesselblech bei verschiedenen Temperaturen

Umfangreiche Untersuchungen an einer Reihe von Kohlenstoffstählen bis zu 1 % C in verschiedenem Behandlungszustande haben in neuester Zeit P. Goerens und R. Mailänder²⁾ im Temperaturbereich von -170 bis $+600^\circ$ durchgeführt und dabei das beschriebene Verhalten des Stahles durchaus bestätigt gefunden. Die Streckgrenze steigt auch unterhalb Raumtemperatur mit sinkender Temperatur an und zwar unterhalb -60 bis -80° in verstärktem Masse, wobei im allgemeinen auch eine deutliche Steigerung des Spannungsabfalles von der oberen Streckgrenze zur unteren zu verzeichnen ist. Bei den weicheren Stählen ist bei den niedrigsten Versuchstemperaturen die obere Streckgrenze wiederholt bei höherer Belastung als die Zugfestigkeit beobachtet worden. Goerens und Mailänder haben auch Kupfer, Nickel und Zink bis zu gleich tiefen Temperaturen untersucht. Bei diesen Metallen, die bei Raumtemperatur kein Fließintervall erkennen lassen, ist ein solches auch im ganzen untersuchten Temperaturbereich nicht beobachtet worden. Das Auftreten eines Fließintervalles bzw. einer oberen und unteren Streckgrenze scheint also auf eine bestimmte Gruppe von Werkstoffen, die Stähle, beschränkt zu sein; nur vereinzelt ist bei besonderer Vorbehandlung der Probe eine ent-

¹⁾ C. Bach und R. Baumann, Elastizität und Festigkeit, S. 157.

²⁾ Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens, Heft 295, Bach-Heft, 1927, S. 18.

sprechende Ausbildung der Spannungs-Dehnungslinien bei bestimmten Kupferlegierungen (Manganbronze) ¹⁾ und in allerneuester Zeit bei Cu-Zn-Legierungen ²⁾ beobachtet worden.

Wiederholt ist in der letzten Zeit der Einfluss der *Belastungsgeschwindigkeit* auf die Lage der Streckgrenze untersucht worden. ³⁾ Uebereinstimmend wurde eine bedeutsame Verschiebung der Streckgrenze mit steigender Belastungsgeschwindigkeit zu höheren Spannungen festgestellt, die am stärksten bei weichen Stählen ist und mit steigendem C-Gehalt abnimmt. Als Beispiele sind in Abb. 11 und 12 die Ergebnisse von Versuchen des Eisenforschungsinstituts für ein Krupp'sches Weicheisen und für einen Flusstahl mit 0,6 % C wiedergegeben. Der Anstieg der unteren Streckgrenze mit der Belastungsgeschwindigkeit ist auch bei der angewandten ziemlich geringen Geschwindigkeit deutlich zu erkennen, während die

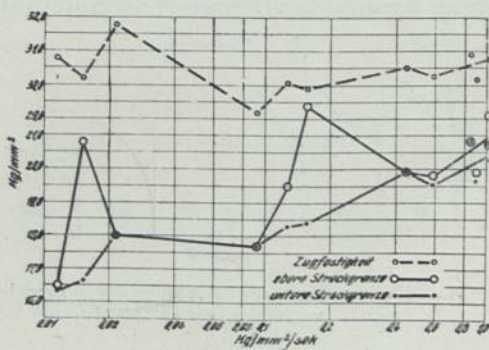


ABB. 11. Einfluss der Versuchsgeschwindigkeit Krupp'sches Weicheisen (gegl.)

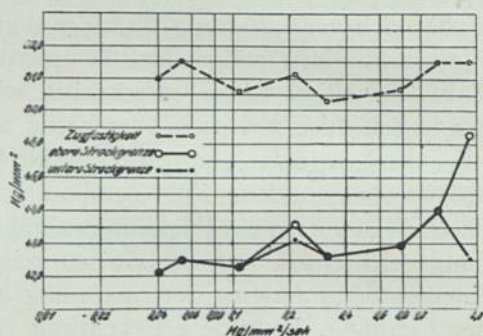


ABB. 12. Einfluss der Versuchsgeschwindigkeit Flusstahl (gegl.)

Zugfestigkeit unregelmässige wesentlich kleinere Schwankungen zeigt. Bei der Bestimmung der Streckgrenze ist also auf die möglichste Einhaltung einer bestimmten Untersuchungsgeschwindigkeit Wert zu legen. Die Werte der oberen Streckgrenze zeigen weit stärkere Unregelmässigkeiten im Verlaufe der Kurven als die der unteren Streckgrenze; durch diese durchaus zufälligen starken Schwankungen wird der labile Charakter der oberen Streckgrenze besonders betont.

Es darf in diesem Zusammenhange nicht übergangen werden, dass in der *Bauart gewisser Materialprüfmaschinen* der Anlass zu fehlerhafter Bestimmung der Streckgrenze liegen kann. So sind bei gewissen Maschinen bei hohen Versuchsgeschwindigkeiten störende Einflüsse der Massenwirkung nicht zu vermeiden, was bei der Deutung der gewonnenen Spannungs-Dehnungs-Kurven und Streckgrenzenwerte sorgfältig berücksichtigt werden muss. Bei Maschinen mit hydraulischer Uebertrag-

¹⁾ C. Bach u. Baumann, Festigkeitseigenschaften u. Gefügebilder von Konstruktionsmaterialien, Berlin 1915 S. 112.

²⁾ W. Köster, ZS. f. Metallkunde 19 (1927), S. 304.

³⁾ E. H. Schulz und H. Buchholtz, Mitteilungen aus den Versuchsanstalten der Vereinigten Stahlwerke Dortmunder Union — Hoerder Verein 2 (1926), S. 1.

F. Körber, Zwanglose Mitteilungen des D. V. M. Nr. 8 (1926), S. 91.

Chemisch-physikalische Prüfungsanstalt der Bergischen Stahlindustrie, ebenda, S. 92.

ung der Belastung auf den Kraftmesser sind zu dessen Sicherung gegen den plötzlichen Druckabfall beim Bruch des Probestabes vielfach Rückschlagventile eingebaut, die das Spannungs-Dehnungsbild im Fließintervall fälschen, indem die Anzeige des Kraftmessers nicht auf die untere Fließgrenze zurückgeht.

Die Lage der Streckgrenze und das Verhalten des Stahles im Fließbereich ist in starkem Masse abhängig von der *Vorbehandlung*, die der Werkstoff erfahren hat. Das Auftreten des Fließbereiches ist beim weichen Flussstahl an eine bestimmte *Ausbildung seines Gefüges* geknüpft. Gewalzter und geglühter Stahl zeigt die Fließerscheinungen in der Regel in deutlichster Ausprägung. Durch besondere thermische Behandlung ist es möglich, die Fließgrenze zum Verschwinden zu bringen und ein Spannungs-Dehnungsschaubild mit stetigem Anwachsen der Spannung mit der Dehnung wie bei Kupfer zu erhalten. Wird weicher Flussstahl, der im Walzzustande oder nach einer Glühung oberhalb des A_3 -Punktes ein deutliches Fließintervall im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt, durch Ueberhitzung oder durch kritische Reck- und Glühbehandlung in einen grobkristallinen Gefügestand unter Zusammenballung des Perlit-Zementits versetzt, so ist die Fließgrenze in vielen Fällen völlig verschwunden. Wird in dem so behandelten Werkstoff durch eine Glühung oberhalb des obersten Umwandlungspunktes eine völlige Umkristallisation hervorgerufen, so tritt die Fließgrenze wieder auf. Abb. 13 zeigt gegeneinander gestellt die Spannungs-Dehnungslinien von normal geglühtem und grobkörnig rekristallisiertem Weicheisen. A. Nadai¹⁾ schreibt der Korngrenzsubstanz eines weichen Stahles eine bedeutend höhere Festigkeit als der Kornsubstanz (Ferrit) zu und vermutet einen ursächlichen Zusammenhang zwischen der von der Grösse der gesamten Kornoberfläche abhängigen versteifenden Wirkung der härteren Zwischen-substanz und dem Verhalten des Stahles an der oberen Streckgrenze. Die Gefügebilder geglühten feinkörnigen und durch kritische Reckung und Glühung grobkristallinen weichen Stahles stützen diese Vorstellung; sie zeigen, dass im ersten Fall der den Kohlenstoff enthaltende härtere Perlit in Form eines feinen, die einzelnen weichen Ferritkörner umschliessenden zusammenhängenden Skelettes verteilt ist, wogegen im zweiten Fall der Perlit, teilweise auch freier Zementit, zu grösseren Inseln zusammengeballt teils an den Grenzen, teils auch im Innern der sehr stark vergrösserten Kristallite zu finden ist. Das Haufwerk von Ferritkristallen erfährt durch das Gerippe von höherer Festigkeit eine Versteifung, die eine Belastung bis zu höheren Beträgen gestattet, als sie eine grobkörnige oder eine völlig kohlenstofffreie Probe ertragen könnte. Als Ursache des Lastabfalles beim Beginn des Fließens ist der Zusammenbruch des versteifenden, die labile Ueberbelastung der Probe überhaupt erst ermöglichenden Gerippes anzusprechen. In dem grobkörnig rekri-

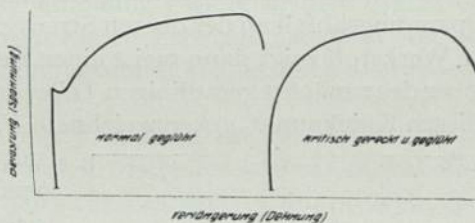


ABB. 13. Zugdiagramme von Weicheisen.

stallinen weichen Stahles stützen diese Vorstellung; sie zeigen, dass im ersten Fall der den Kohlenstoff enthaltende härtere Perlit in Form eines feinen, die einzelnen weichen Ferritkörner umschliessenden zusammenhängenden Skelettes verteilt ist, wogegen im zweiten Fall der Perlit, teilweise auch freier Zementit, zu grösseren Inseln zusammengeballt teils an den Grenzen, teils auch im Innern der sehr stark vergrösserten Kristallite zu finden ist. Das Haufwerk von Ferritkristallen erfährt durch das Gerippe von höherer Festigkeit eine Versteifung, die eine Belastung bis zu höheren Beträgen gestattet, als sie eine grobkörnige oder eine völlig kohlenstofffreie Probe ertragen könnte. Als Ursache des Lastabfalles beim Beginn des Fließens ist der Zusammenbruch des versteifenden, die labile Ueberbelastung der Probe überhaupt erst ermöglichenden Gerippes anzusprechen. In dem grobkörnig rekri-

¹⁾ ZS. d. techn. Phys. 5 (1924), S. 369.

stallisierten Gefüge ist die versteifende Wirkung des härteren Skelettes weit kleiner, womit der Anlass zu einer labilen Spannungsüberhöhung und auch zu einem Fließen unter gleichbleibender Last genommen wird. Dieser Zusammenhang zwischen der Anordnung der Zementitadern im Gefüge und dem Ablauf des Fließvorganges ist von P. Ludwik und R. Scheu ¹⁾ wiederholt bestätigt worden. Da Ludwik aber auch bei geglähtem, im Vakuum umgeschmolzenen Elektrolyteisen, das nach dem metallographischen Gefügebild Kohlenstoff nicht in merklichen Mengen enthält, einen wenn auch nur sehr geringen Abfall der Spannung an der oberen Streckgrenze beobachtet, glaubt er den Brüchen der Zementitlamellen nur eine verstärkende Wirkung zuschreiben zu sollen. Es erscheint mir aber nicht unwahrscheinlich, dass die sehr geringen Kohlenstoffmengen, die auch umgeschmolzenes Elektrolyteisen stets enthält, als Zwischensubstanz doch eine genügend versteifende Wirkung ausüben können, dass die von Ludwik beobachtete geringe labile Spannungsüberhöhung dadurch ihre Erklärung findet. Die Bedeutung der Anordnung der Gefügebestandteile bei Metallen mit heterogenem Gefüge aufbau für die Gestaltung der Spannungs-Dehnungskurve im Fließgebiet ist kürzlich durch eingehende Untersuchungen von W. Köster ²⁾ auch an α , β -Messing erwiesen worden.

Versuche von Ludwik und Scheu ³⁾ haben aber mit aller Deutlichkeit den Beweis erbracht, dass eine Alterung kaltgereckten Elektrolyteisens oder weichen Flussstahles durch längere Lagerung bei Raumtemperatur oder durch kurzes Anwärmen bei Temperaturen bis zu 200° den Spannungsabfall an der oberen Fließgrenze erheblich verstärkt. Kaltreckung bringt im allgemeinen das Fließintervall bzw. den Spannungsabfall an der oberen Streckgrenze zum Verschwinden; der frisch gereckte Werkstoff zeigt dann meist einen ziemlich deutlichen Knickpunkt beim Uebergang des zunächst geradlinigen Teiles der Zugkurve zu dem gekrümmten; die durch diesen Knickpunkt gekennzeichnete Fließspannung des gereckten Stahles rückt

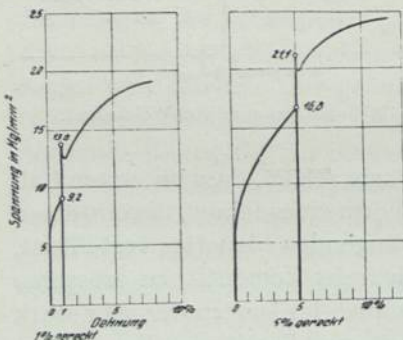


ABB. 14. Alterung gereckten Elektrolyteisens (Ludwik und Scheu)

mit steigender Vorreckung zu immer höheren Spannungen. Die Wirkung der Alterung äussert sich nun in einer weiteren Erhöhung der Fließgrenze, gleichzeitig tritt in vielen Fällen eine verstärkte Neigung zu labiler Spannungsüberhöhung an der oberen Streckgrenze auf; Abb. 14 veranschaulicht dies für eine künstliche Alterung um 1 und 5% gereckten Elektrolyteisens bei 100°. Bei Kupfer und Aluminium konnten Ludwik und Scheu nur geringfügige Streckgrenzenzunahme durch Alterung des gereckten Werkstoffes ohne Auftreten eines Fließintervalles feststellen, die sie auf Aenderung des inneren Spannungszustandes zurückführen. W. Köster hat dagegen an vorgereck-

¹⁾ Werkstoffausschussbericht des Vereins deutscher Eisenhüttenleute Nr. 70, Düsseldorf 1925.

²⁾ a. a. O.

³⁾ a. a. O.

tem Messing, sowohl mit heterogenem wie mit homogenem Gefügeaufbau, einen deutlichen Spannungsabfall beim Beginn des Fließens beobachtet, den er auf örtliche Unterschiede in der inneren Spannungsverteilung zurückführt; eine Wirkung des Alterns der vorgereckten Proben konnte er dabei nicht feststellen.¹⁾

Ludwik führt die von ihm beobachtete Wirkung der Alterung auf träge verlaufende Löslichkeitsänderungen im Werkstoff zurück, die durch die Verformung ausgelöst werden. Vielleicht kommt aber bei diesen Vorgängen der Beeinflussung des inneren Spannungszustandes der bestimmende Einfluss zu; nach gemeinsam mit W. Rohland²⁾ durchgeführten Untersuchungen über das elastische Verhalten kaltgereckten Stahles beeinflussen die Inhomogenitäten des inneren Spannungsfeldes den Beginn der bleibenden Formänderung in sehr starkem Masse. Auch P. Goerens und R. Mailänder nehmen auf Grund von Streckgrenzenbestimmungen an solchen weichen Stahlproben, die in verschiedenem Grade Wechselbeanspruchungen ausgesetzt gewesen sind, einen starken Einfluss der inneren Spannungen auf die Neigung zur labilen Spannungsüberhöhung an der oberen Streckgrenze an; aus der Steigerung der Schwingungsfestigkeit durch Dauerbeanspruchung bei etwas niedrigerer Belastung schliessen sie auf eine Verminderung der inneren Spannungen, die sich in einer Erhöhung des Unterschiedes zwischen oberer und unterer Streckgrenze auswirkt. Im Gegensatz zu den Beobachtungen von Ludwik und Scheu haben Goerens und Mailänder bei den von ihnen untersuchten Stählen durch eine 10%ige Reckung mit nachfolgender künstlicher Alterung von 1 Stunde bei 200° durchweg eine Verminderung der labilen Spannungsüberhöhung gegenüber dem geglühten und vergüteten Zustande festgestellt, indem eine obere Streckgrenze meist erst bei tieferen Temperaturen auftrat und der Spannungsabfall kleiner blieb als für jene anderen Vorbehandlungen.

Eigene Versuche mit kaltgereckten und durch Anlassen auf 200° künstlich gealterten Flussstahlproben, in denen vorher durch kritische Reck- und Glühbehandlung das Fließintervall zum Verschwinden gebracht war, führten nur in einem vereinzeltten Falle zum Wiederauftreten eines deutlichen Fließintervalles mit Spannungsabfall von der oberen zur unteren Streckgrenze. Eine Alterung des vorgereckten Stahles führt hiernach nicht in allen Fällen zu der labilen Spannungsüberhöhung an der oberen Streckgrenze. Nach dem Gesagten kann sie nicht als allein notwendige und hinreichende Bedingung für deren Auftreten gelten.

Die steigernde Wirkung der bei 100 und 200° sehr schnell ablaufenden Alterungsvorgänge auf die Fähigkeit des Stahles, über das stabile Gleichgewicht hinausgehende Spannungen zu ertragen, äussert sich in dem bereits erwähnten bei diesen Temperaturen besonders stark ausgeprägten Spannungsanstieg und -abfall im Fließbereich und den auch bei weiter fortschreitender Belastung auf dem ansteigenden

¹⁾ C. Bach und R. Baumann haben bei einer Manganbronze (98 % Cu, 1,5 % Sn, 0,2 % Mn) beobachtet, dass durch Anlassen auf 300° das deutlich zu erkennende Fließintervall zur Ausbildung gebracht wurde; aus den erläuternden Angaben ist nicht zu ersehen, ob es sich in diesem Falle auch um kaltgerecktes Material gehandelt hat. (Festigkeitseigenschaften . . . 1. Aufl., S. 113).

²⁾ F. Körber und W. Rohland, Mitt. K. W. Inst. f. Eisenforschung 5 (1924), S. 37.

Kurvenast noch zuweilen auftretenden Spannungsabfällen (Abb. 15), wobei in vielen Fällen deutlich ein knackendes Geräusch zu vernehmen ist.

Für die Bestimmung der Streckgrenze bei diesen Temperaturen ist zu beachten, dass häufig schon ganz unbedeutende, der Aufnahme des Zugdiagrammes vorausgegangene Formänderungen infolge der schnellen Alterungswirkung ausreichen, um beträchtliche Steigerungen der Streckgrenze und Erhöhungen des Spannungsabfalles an der oberen Streckgrenze im Vergleich zu dem von jeder Vorbeanspruchung freien Werkstoff zu verursachen.

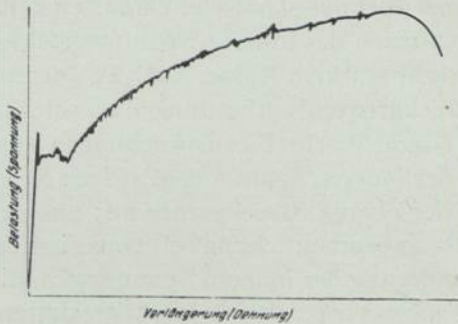


Abb. 15. Zugdiagramm von Flussstahl bei 200° C. (Kesselblech)

In einer grösseren Probenreihe von Kohlenstoffstählen wurden zunächst mittels Feinmessgeräte Elastizitätsgrenze und 0,2-Grenze bestimmt. Das anschliessend aufgenommene Spannungs-Dehnungsdiagramm zeigte einen viel stärkeren Spannungsabfall von der oberen zur unteren Streckgrenze als in den Fällen, in denen ohne vorherige Feinmessung das Diagramm sofort aufgenommen wurde. In einzelnen Fällen wurde sogar anschliessend an die Bestimmung der 0,2-Grenze eine deutliche Streckgrenze beobachtet, während die nicht vorbeanspruchten Proben keine Anzeichen einer solchen, sondern eine stetig ansteigende Kurve zeigten.

Wir sehen also, dass neben den Versuchsbedingungen, vornehmlich Probenform, Belastungsgeschwindigkeit und Prüftemperatur, der Vorbehandlung des Stahles ein bedeutsamer Einfluss auf die Lage der Streckgrenze und den Ablauf des Fliessvorganges in der Probe beizumessen ist, und dass noch eine ganze Reihe wichtiger Fragen der Klärung harren, die teils die Definition, teils die Art der Bestimmung und schliesslich auch die Aufklärung der Ursachen der verschiedenartigen Fliesserscheinungen betreffen.

Es erhebt sich nun die Frage, welcher Wert der Bestimmung der Streckgrenze im technischen Materialprüfungswesen beizumessen ist. Wenn heute in einer Reihe von Ländern in den massgebenden Vorschriften für die Werkstoffprüfung als Kennzeichen für die Erreichung der Streckgrenze das erstmalige Stehenbleiben oder Absinken des Lastanzeigers der Prüfmaschine gilt, so ist dadurch zum Ausdruck gebracht, dass in dem Falle des Auftretens einer „oberen“ Streckgrenze nur deren Bestimmung Wert beigelegt wird und diese als für die technische Verwendung des Werkstoffes bedeutsame Eigenschaft gekennzeichnet wird. Gegen die Benutzung dieser Belastungsgrenze, die sich als eine durchaus labile erwiesen hat, als Wertmassstab für den metallischen Werkstoff, bei der vergleichenden Güteprüfung oder bei der Abnahmeprüfung und als Berechnungsgrundlage für seine Verwendung zu Maschinenteilen und Bauwerken sind aber ernsthafteste Bedenken zu erheben. Die Tragweite der in dieser Labilität liegenden Unsicherheit hinsichtlich der Beurteilung des Werkstoffes wird gekennzeichnet durch die Tatsache, dass der Grad der

labilen Ueberhöhung der Belastung an der oberen Streckgrenze gegenüber dem stabilen Gleichgewicht im Fliessbereich, das in Annäherung durch die untere Streckgrenze gekennzeichnet wird, unter Umständen bis über 50% hinaus gestiegen ist. Eine weit sicherere Kennzeichnung des Stahles für die genannten Zwecke bietet ohne Zweifel die „untere“ Streckgrenze, die ähnlich starken Beeinflussungen durch die Versuchsführung nicht ausgesetzt ist. Planmässige Forschungsarbeiten sind demnach dringend zu empfehlen, ein durchaus zuverlässiges und eindeutiges, auch für die laufende Abnahmeprüfung geeignetes Bestimmungsverfahren der unteren Streckgrenze zu entwickeln. Ob eine abweichende Gestaltung der Probestäbe, etwa mit schroffem Uebergang von der Versuchslänge zu den stärkeren Stabköpfen, der einer Verzögerung des Fliessvorganges entgegenwirkt, hier mit Sicherheit Abhilfe schafft, ist nach den oben mitgeteilten Versuchsergebnissen an scharf eingedrehten Prüfstäben in Zweifel zu ziehen. Hier liegt auch für den Prüfmaschinenbau eine wichtige Aufgabe vor.

Wenn man aber auch die „obere“ Streckgrenze wegen ihres unsicheren Charakters ausschaltet und ein einwandfreies Bestimmungsverfahren der „unteren“ Streckgrenze voraussetzt, so ist bei der Beurteilung ihres Wertes der starken Abhängigkeit von der mechanisch-thermischen Vorbehandlung des Werkstoffes Rechnung zu tragen. Unterschiede der Walzendtemperatur, des Verformungsgrades, der Abkühlungsbedingungen, geringe Kaltreckungen, anschliessend eintretende Alterungswirkungen usw., die sich im normalen Fertigungsgang nicht gänzlich ausschalten lassen, können nicht nur in den verschiedenen aus einer Charge gewalzten Profilen, sondern auch in den einzelnen Stangen des gleichen Profiles, oder gar innerhalb der einzelnen Stange zu recht erheblichen Unterschieden in den Streckgrenzenwerten führen. In vielen Fällen dürften diese Unterschiede kaum durch entsprechende Aenderungen des Zustandes des Werkstoffes bedingt, vielmehr auf die Anwesenheit von inneren Spannungen zurückzuführen sein, von denen die sonstigen Eigenschaften des Werkstoffes kaum berührt werden. Damit gibt die Streckgrenze, wie sie in einigen wenigen zufällig herausgegriffenen Abnahmeprobenn ermittelt wird, doch nicht mit dem Grade der Sicherheit und Eindeutigkeit Auskunft über den Zustand und die Eigenschaften des Werkstoffes, wie vielfach angenommen wird. Es scheinen hiermit Bedenken gerechtfertigt, ob bei normalem Walzgut, wie es z. B. für Hochbauten, insbesondere Brücken Verwendung findet, die starke Betonung der Bestimmung der Streckgrenze gegenüber der Zugfestigkeit, wie sie besonders aus den Kreisen der Abnehmer und Konstrukteure in der letzten Zeit vielfach betrieben wird, allgemein in dem erwarteten Umfange Vorteile zu erbringen vermag. Bei dem ausgedehnten Erfahrungsmaterial, das über die gegenseitige Lage von Streckgrenze und Zugfestigkeit vor allem aber auch hinsichtlich der dabei auftretenden Mindestwerte ihres Verhältnisses bereits vorliegt, wird ein vorsichtiger Konstrukteur auch bei hoher Lage der in der Abnahmeprüfung bestimmten Werte der Streckgrenze zur Zugfestigkeit wegen der soeben gekennzeichneten, nicht nachzuprüfenden Zufälligkeiten doch mit den erfahrungsgemäss möglichen Unterscheidungen der gefundenen Streckgrenzenwerte, also mit

den erfahrungsgemäss tiefsten Lagen der Streckgrenze zur Zugfestigkeit für die betreffende Stahlart, rechnen, will er nicht Gefahr laufen, sein Bauwerk stellenweise bis über die Streckgrenze zu beanspruchen. Das würde aber bedeuten, wenigstens einstweilen an Stelle der schwieriger zu bestimmenden und heute noch nicht in allen Punkten restlos klargestellten Streckgrenzenwerte die einfacher und widerspruchsfrei zu ermittelnden Zugfestigkeitswerte der Güte- und Abnahmeprüfung und mit den durch die Erfahrung bedingten Sicherheitsfaktoren auch der Berechnung von Konstruktionsteilen zugrunde zu legen. Eine daneben laufende Bestimmung der Streckgrenze als Studienprobe würde natürlich sehr wertvoll sein und die vermehrte Erfahrung über die Lage der Streckgrenze in normalem Walzgut zu einem späteren Zeitpunkt die endgültige Beantwortung der Frage gestatten, ob von der Bestimmung der Streckgrenze, ihre widerspruchsfreie und einfache Bestimmung vorausgesetzt, besondere Vorteile gegenüber der Zugfestigkeitsprüfung zu erwarten sind.

Wesentlich anders liegen die Verhältnisse bei den Nichteisenmetallen und auch bei den Stahlsorten, die kein ausgeprägtes Fliessintervall besitzen. Hier ist die Streckgrenze in fast allen Fällen als eine Materialeigenschaft anzusprechen, die ein wertvolles Urteil über das mechanische Verhalten des Werkstoffes vor allem auch als Grundlage der zulässigen Grenzbeanspruchungen im Betriebe ergibt. In diesem Falle zielt die thermisch-mechanische Behandlung, der der Werkstoff unterworfen wird, vielfach gerade auf die Erreichung hoher Streckgrenzenwerte hin; als Beispiel seien Gegenstände aus Kupfer und Kupferlegierungen in kaltgehärtetem Zustande, aus vergüteten Aluminiumlegierungen, besonders aber auch aus Stahl genannt, der einer besonderen Wärmebehandlung unterworfen ist. Gerade in diesem letzteren Fall dient die Lage der Streckgrenze als ein wichtiges Kennzeichen dafür, ob die gewollte Vergütung auch in vollem Umfange und in allen Teilen erreicht worden ist. Eine solche Vergütung hebt natürlich auch die genannten in der normalen Fertigung liegenden Ungleichmässigkeiten und Unsicherheiten auf, die den Wert der Streckgrenzenbestimmung für das Werkstoffprüfwesen so stark beeinträchtigen.

Meine Herren, ich habe versucht, Ihnen in Kürze eine Uebersicht über den Stand unseres Wissens von dem Beginn der Fliessvorgänge der metallischen Werkstoffe zu entwickeln. Ueberblicken wir das Ihnen skizzierte Bild, so müssen wir leider feststellen, dass eine ganze Reihe Fragen der Begriffsbestimmung, der Versuchsausführung, der Versuchsapparatur, daneben Fragen rein wissenschaftlicher und rein betriebstechnischer Art noch einer eingehenden Untersuchung bedürfen, ehe wir hoffen dürfen, ein klares und widerspruchsfreies Bild von den Vorgängen an der Streckgrenze zu haben, das ein endgültiges Urteil über die Bedeutung der Bestimmung der Streckgrenze für die technische Materialprüfung gestattet. Ich glaubte daraus die Berechtigung herleiten zu dürfen, im Thema meiner heutigen Ausführungen die Streckgrenze nicht als eine geklärte Angelegenheit sondern als ein „Problem“ zu kennzeichnen, zu dessen Klärung allerdings die ersten Schritte getan sind, zu dessen endgültiger Lösung jedoch noch ein weiter Weg zu sein scheint. Bei dem

augenblicklichen Stande unseres Wissens muss auf jeden Fall mit Nachdruck darauf hingewiesen werden, dass es notwendig ist, bei der Aufnahme von Bestimmungen über die Lage der Streckgrenze in die Prüf- und Abnahmevorschriften der Technik und bei der Zugrundelegung der Streckgrenzenwerte für die Berechnung technischer Bauwerke grosse Vorsicht walten zu lassen.

DISKUSSION

Prof. Ing. GREGER, Wien

Unzweifelhaft besitzt die Streckgrenzenzahl einen gewissen Wert als Kontrollziffer für die Vorbehandlung des Materials. Weiters ist das Verhältnis Zugfestigkeit: Streckgrenze nicht bei allen Stählen gleicher Zugfestigkeit dasselbe, sondern mitunter verschieden. Bei Verwendung der Zugfestigkeit eines und desselben Sicherheitskoeffizienten können die Bauwerke demnach in Wirklichkeit eine verschiedene Sicherheit aufweisen. Auch ist die Streuung der Streckgrenzenwerte in diesen Fällen wiederholt eine verschiedene, was insbesondere für die Lage des tatsächlich vorkommenden Mindestwertes von Bedeutung ist. Schliesslich möchte ich darauf hinweisen, dass selbst minder scharf erhobene Streckgrenzenzahlen insbesondere bei Knickfestigkeitsberechnungen brauchbarere Rechnungsunterlagen bilden können als die Zugfestigkeitswerte.

Aus allen diesen Erwägungen heraus halte ich die Einführung der Streckgrenze in die Uebernahmenvorschriften mit Festsetzung einzuhaltender Mindestwerte für notwendig, trotz gewisser, heute vorhandener, aber auf ein erträgliches Mass zurückführbarer Ungenauigkeiten.

Professsor Dr. KÖRBER

Die Einwendungen von Herrn Professor Greger gehen m. E. an dem Kernpunkt meiner Ausführungen vorbei, nämlich der nachdrücklichen Betonung der grossen Unsicherheiten der Streckgrenzenbestimmung und der dadurch gebotenen Warnung zur Vorsicht bei der Wertbeurteilung der Ergebnisse der Streckgrenzenbestimmung in der Güte- und Abnahmeprüfung. Die Bedeutung einer einwandfrei zu ermittelnden Streckgrenze stelle ich keineswegs in Abrede, habe ich doch ausdrücklich betont, dass ihr sogar in vielen Fällen ein grosser Wert hinsichtlich der Nachprüfung des Behandlungszustandes zukommt.

Bei der Verwendung metallischer Werkstoffe, insbesondere normal gewalzter Baustahlarten zu technischen Bauwerken irgendwelcher Art ist der unterschiedlichen Lage der Streckgrenze zur Zugfestigkeit bei verschiedenen Stahlarten selbstverständlich Rechnung zu tragen, etwa durch entsprechende Wahl der Sicherheitsfaktoren. Ich habe ausdrücklich in meinem Vortrage hervorgehoben, dass bei Zugrundelegung der Zugfestigkeitswerte für die Berechnung von Konstruktionsteilen „die durch die Erfahrung bedingten Sicherheitsfaktoren“ Berücksichtigung finden

sollten. Bei Stahlsorten, bei denen erfahrungsgemäss in normaler Fertigung eine höhere Lage der Streckgrenze zur Zugfestigkeit vorliegt, oder in denen gar durch eine besondere Vorbehandlung eine hohe Lage derselben hervorgerufen wird, wird man selbstverständlich eine höhere Beanspruchung bezogen auf die Zugfestigkeit zulassen, vielleicht in dem Sinne, dass die Beanspruchung bezogen auf die Streckgrenze stets dieselbe bleiben würde. Der Streckgrenze ist also eine Bedeutung als Konstruktionsunterlage für den Ingenieur unbedingt zuzuerkennen, nur habe ich Zweifel erhoben, ob bei dem heutigen Stande unserer Kenntnisse von der Streckgrenze und bei den heute noch bestehenden Schwierigkeiten einer einfachen und widerspruchsfreien Bestimmung von ihrer starken Betonung im Abnahmewesen die vielfach erwarteten Vorteile tatsächlich erbracht werden. Auf jeden Fall sollte man bei der Aufnahme von Bestimmungen über Mindestwerte der Streckgrenze in die Prüf- und Abnahmevorschriften ausserordentlich vorsichtig zu Werke gehen, solange die zahlreichen, von mir eingehend gekennzeichneten Punkte noch einer Klärung harren.

THE PLASTIC DEFORMATION AND FRACTURE OF METALS

BY

WALTER ROSENHAIN, D. Sc., F. R. S.
of The National Physical Laboratory, Teddington, England.

The behaviour of metals under strain and the manner in which they undergo plastic deformation and fracture is a matter of interest and importance both to engineers and metallurgists. The present writer has been particularly interested in these questions since, nearly thirty years ago, he was associated with Sir Alfred Ewing in a research at Cambridge which led to the discovery of the phenomena of slip in the crystals of solid metal. The conclusion arrived at in 1899 and stated in the following words: "that the structure of metals is generally crystalline, and remains crystalline when the form of the metal is altered by strain, plastic yielding being due to slips on cleavage or gliding planes within each individual crystalline grain, . . ." stands, if possible, more firmly established today than it did in 1899. The whole subject has, however, received a very large amount of attention from investigators during the last six or seven years, and particularly since the methods of X-ray crystal analysis have been available. As a result we have today a large amount of additional experimental fact as well as certain theoretical ideas. The views which prevail in different countries, however, appear to vary somewhat widely and it therefore seems appropriate, before an International Congress to endeavour to present a brief review of the subject, not so much with a view to summarising all the existing experimental data or of giving a history of the subject, as of endeavouring to summarise the position of the various problems relating to plastic strain and fracture as they stand today.

The two main advances which have been made in the experimental study of plastic yielding and fracture have been derived from the fact that large single crystals of metals have become available for experiment and that X-ray analysis has not only revealed the precise arrangement of the atoms in the simpler metallic crystals, but has also made it possible to study the changes which take place in that arrangement when metal is plastically deformed or cold-worked. The combination of both methods has furnished particularly important results. The writer does not propose to give even a brief description of those results but rather to consider their

bearing upon the outstanding problems of the subject. These problems, he believes, can be stated as:

1. What is the mechanism by which cold-worked metals are rendered harder and stronger, and
2. What is the mechanism by which rupture occurs.

In addition there are, of course, the further problems of annealing and re-crystallisation, and the still larger problem of the special mechanism of fatigue fracture. The former lies somewhat outside the scope of the present paper, while the second forms essentially a part of problem (2) above.

It is proposed as the basis of discussion, to regard as established that plastic deformation in metals normally occurs by a process of slip within the crystals and that, in most metals, this slip occurs on certain definite crystallographic planes. It has recently been suggested by G. I. Taylor that in iron, slip does not occur on crystallographic planes but this may be left out of consideration for the moment as an exceptional case, possibly requiring confirmation, or a special explanation based on the behaviour of a particular type of crystal lattice or group of lattices. If we begin by confining our attention to a single crystal, the question arises whether any system of slipping within such a crystal, if unaccompanied by any other internal change in the structure of the crystal, can give rise to an increase of hardness. It is true that the rate at which hardness increases in single crystals under strain is much smaller than that found in the more usual crystal aggregate, but it none the less occurs. That it must occur is obvious from the fact that slip, on a given plane, once started, under a constant load does not continue until separation occurs, but comes to a stop. This fact alone is sufficient to prove that, in some way, the process of slip itself must build up an increasing resistance to further slip so that, at some definite stage, equilibrium is reached.

The problem then arises what is the nature of the internal change which occurs within a crystal, accompanying the process of slip, which causes the effective hardening of the crystal? Many theories have been put forward to account for this hardening effect, but none of them has, as yet, become firmly established. Perhaps the simplest of these is a suggestion first put forward by Ewing and the writer in their original paper on slip-bands (*1) and put forward again much later by Tammann. This may be called the "exhaustion" theory. From the fact that visible slip-surfaces are formed, it follows that slip must take place more readily on certain surfaces within the crystal than on other surfaces parallel to them. The real reason for the existence of such planes favourable to slip has never been found, but it must be of a fundamental nature since it really determines the behaviour of crystals as a whole under plastic strain. Were all parallel planes alike in regard to the facility for slip, under the requisite stress slip should occur simultaneously on all of them and the result would be a homogeneous shearing of the crystal rather than a discontinuous step-like deformation. But, whatever the causes may be which determine the ease with which slip occurs on particular individual planes of a certain type in

the crystal, once those planes have undergone slipping those "most favoured" planes will have been used and, it is suggested, further deformation can only occur if the stress is increased sufficiently to bring about slip on other less "favoured" planes. As deformation proceeds, therefore, planes having greater and greater resistance to slip will come into play, requiring increased stress.

That some such action really occurs is very probable, but this fact does not really explain the basic phenomenon, because it assumes that once slip has occurred on a given surface, the resistance to further slip on that surface will be greater than it was originally — i.e., it supposes that hardening has occurred on the "used" slip planes so that further slip must occur elsewhere. The recent work of Gough and Hanson (*2) on the formation of slipbands in single crystals of aluminium and other metals under alternating stress (fatigue) has proved that this development of fresh slip planes parallel to those on which slip has first occurred goes on even under the small amounts of deformation involved in a fatigue test. The progressive increase in the number of visible slip-bands on the previously polished surface of a test-piece with progressive increase of deformation is, of course, well known. The main problem — what occurs on or near the surface of slip to render further slipping more difficult, is therefore untouched by the "exhaustion" theory.

The view which is, perhaps, most widely held at the present time is that the hardening of a crystal under progressive deformation is due to a "straining" of the lattice. At first sight this appears a very satisfactory explanation. Slip can obviously occur with the greatest ease in a perfectly regular lattice on which the atoms are located in perfect straight lines and planes. Any distortion of those straight lines and planes will introduce additional resistances to slip, much as the roughening of two surfaces in contact increases the frictional resistance between them. But the conception of a strained and distorted lattice must be carefully considered before it can be accepted as anything more than a vague generality. It is necessary to consider how much deformation a lattice can undergo without breaking down and also in what manner the strain imposed upon a lattice by the application of a stress due to external forces can be retained permanently by that lattice after the external forces have ceased to act.

The first question is, perhaps, the more fundamental of the two. The possibility of elastic deformation of a lattice must, of course, be admitted. At the same time, elastic deformation is relatively very small and particularly in single crystals the elastic limit is strikingly low. This means that the crystal as a whole, if unsupported by other neighbouring crystals, can withstand only a small amount of deformation, such as extension in one direction, before it undergoes permanent change of shape. The really fundamental question is whether such permanent change of shape is due to a permanent or plastic distortion of the lattice. The answer is, in the writer's opinion definitely in the negative. A great many measurements of plastically deformed metal by means of X-rays have been made and these indicate a number of striking and interesting phenomena, but a definite permanent change of lattice parameter has not been observed. Not only this; if plastic deformation of

the lattice could occur it must result, under such forms of deformation where the change of shape is mainly in one direction, in a distortion of the lattice in that sense and, consequently, a loss of the original cubic or hexagonal symmetry. The X-ray spectrum of such a structure would show not only displacements of the lines originally given by the crystal, or a slight blurring or diffusion of those lines, but an entirely new series of lines due to the lowered symmetry of the deformed lattice. It is suggested, therefore, that existing experimental evidence definitely disproves the possibility of any considerable plastic deformation of the lattices of the crystals of ductile metals. When, therefore, we speak of lattice distortion it must be borne in mind that the distortion of any individual lattice unit must be small and that therefore the distortion will be of an almost completely elastic nature — i.e., it will tend to disappear as soon as the distorting force ceases to act, unless something has occurred in the vicinity to prevent a return to the normal configuration. In this last sentence lies the key to the view of the whole of the phenomena of plastic deformation which the writer regards as the most satisfactory now available.

In considering what can occur in a crystal lattice which undergoes a permanent — i.e., an elastically non-reversible — change, the first question that arises is, what will be the consequence of a “break-down” of the lattice. It seems that the only conception of such break-down which we can form is that some, at least, of the atoms constituting that lattice are pulled or pushed — by shear, tension or compression — into positions relatively to their neighbouring atoms or some of them, in which the inter-atomic attachment can no longer function. Where this occurs to a considerable extent on two sides of a given surface, fracture — i.e., separation across that surface results, and to the same extent any rupture of an inter-atomic bond may be regarded as constituting local fracture. It may, however, also be regarded in another way. The difference between the solid and liquid phases consists mainly in the fact that in the liquid state there are fewer and less permanent attachments between adjacent atoms or groups of atoms (molecules). The rupture of any set of inter-atomic bonds, therefore, especially if it does not involve mass separation, may also be regarded as being equivalent to local melting. Thermodynamically the process involves the absorption of energy equivalent to the latent heat of fusion. We are, however, more concerned with the nature and properties of the resultant atomic structure and the conception which the author desires to suggest is that where break-down of a lattice has occurred we may expect to find — if or when our means of observation become sufficiently refined — a region in which the lattice structure only persists in a fragmentary form, the various fragments being held together by inter-atomic linkages of a more or less random nature — i.e., where atoms have formed cohesion bonds not in accordance with the regular lattice system but in an irregular manner, wherever their juxtaposition within the range of inter-atomic cohesion has made such a bond possible. These atoms will not be able to form the normal number of attachments and the “unsatisfied” bonds will represent a certain amount of latent energy. These atoms will not lie in “close packing” and must, therefore, give rise to a reduced density in the material. At the

same time, the crystallographic planes and the mechanism by which crystalline slip is possible in the regular lattice will not exist in these regions.

These considerations of the nature of the disturbed region which is likely to be formed where slip has occurred in a lattice have hitherto led the present writer to adopt the view first put forward by Beilby, according to which these disturbed or "amorphous" layers were themselves the cause of the hardening of metal by cold work. That such material must be hard and non-ductile is quite evident from the mere fact that in it there is no possibility of slip. On the other hand, the difficulty arises that if the hardening effect of cold work is to be ascribed directly to the hardness of this amorphous material, it is necessary to postulate for that material an extremely high degree of hardness or else to suppose that the layers of disturbed structure near the surfaces of slip are relatively thick. There is no experimental evidence of the true physical properties of such "amorphous" metal. The severest cold working falls far short of destroying the crystal structure, and no method is known of producing amorphous metal in considerable quantities, although certain films of metal obtained by sputtering electrically have been found to show no signs of crystal structure. The extreme persistence of the crystalline structure in severely cold-worked metals, on the other hand, makes it difficult to suppose that the amorphous layers formed on slip surfaces can be of any appreciable thickness. The inference is therefore suggested that the hardening effect of the disturbed or amorphous layers is not directly due to their own hardness but is of an indirect nature ¹⁾: — i.e., these disturbed regions serve to restrain the return of the elastically distorted portions of the lattice to their normal configuration and thus maintain the crystal lattice of cold-worked metal in a slightly distorted condition ²⁾.

It is not difficult to see, in general terms, that the formation of a disturbed layer between adjacent sections of a crystal lattice would act in such a manner as to prevent the return of those sections of lattice to their normal configuration. In the disturbed layer itself such a return would not be possible and, since the edges of the undisturbed lattice are necessarily firmly attached, atom by atom, to some of the atoms of the disturbed layer, an anchorage is provided for retaining the lattice sections in their elastically distorted state. The result must be a state of internal strain, stresses of opposite sign being retained in the distorted lattice and the disturbed layers respectively. We can, however, carry the picture considerably further.

The present writer has developed elsewhere a theory of the effects of lattice distortion, i.e. of distortion within the limits set by the range of cohesive attachment between adjacent atoms. (*3) This theory, when applied at all events to the

¹⁾ F. C. Thompson has raised this difficulty and suggested that the effect of the amorphous layers is due to "surface tension" between the amorphous layer and the crystalline portion.

²⁾ The idea that lattice distortion between slip planes may be responsible for workhardening was put forward by Hanson and Gough in connection with their work on the fatigue of single crystals and the views here put forward as to the influence of the disturbed or amorphous layers were developed by the writer as a result of the discussion of their work.

simpler types of metals and alloys, leads to a series of inferences which offer simple and logical explanations of many of the striking and familiar phenomena known in metals. The kind of lattice distortion mainly considered in these cases is that which must arise in solid solution crystals by the interposition of a stranger atom, or group of atoms, on the same lattice as that occupied by the atoms of the predominant metal (i.e. of solute atoms on the lattice of the solvent metal). The fundamental consideration, however, in all these cases is that where an atom is situated on the point of a lattice well within a crystal it is subjected to a completely balanced set of forces derived from the mutual attractive and repulsive forces exerted upon it by its neighbours. Where one of these neighbours is an atom of a different kind, exerting slightly different forces, the adjacent atoms must be pushed or pulled slightly out of their normal symmetrical positions in order to attain equilibrium and a distortion of the lattice, which may be either mainly local or mainly general will result. But if, instead of having as one of its neighbours a stranger atom exerting slightly different forces, an atom situated on a lattice finds itself either with no neighbour at all within reach on one side, or in relation with an atom placed in some irregular position, a still more marked distortion of the lattice must result. At an ordinary free surface this distortion must be considerable but entirely uniform so that it must be expected to take the form of a general and symmetrical distortion of the lattice near the free surface by compression — a compression due to the unbalanced forces on the outer layer of atoms, producing an effect which is strictly equivalent to surface tension. Where, however, the outer atoms are not on a free surface but are irregularly attached to other atoms not arranged in strict accordance with the lattice pattern, irregular distortion must result, and this must extend for some distance — i.e., over a certain number of layers of atoms, into the lattice away from the disturbed layer.

The writer considers that probably the hardening of metals by cold working arises chiefly from this source of lattice distortion rather than from any general straining of the lattice in relatively large regions or sections. This is suggested by two independent facts. The first is that, even when metal has been strained in tension far beyond the elastic limit, when the stress is released there is an immediate elastic contraction. This can be proved, as was done in some recent experiments undertaken by the writer for other purposes, by attaching a delicate thermo-couple to a very long tensile test-piece. In the central portions of such a test-piece, thermal changes complete themselves before the effects of heat-conduction from the distant ends of the test-piece have time to reach the centre. On applying a tensile load to such a test-piece a slight but marked and measurable *fall* of temperature occurs, due to the well-known thermo-elastic "Kelvin" effect. This continues as the load is increased until plastic extension commences, when a much larger *rise* of temperature occurs. If, now, at any stage of the test where no plastic yielding had yet occurred, the load is rapidly removed, there is a rise of temperature as nearly as possible the same in amount as the fall which had taken place during the elastic stages of loading — this is simply the reversal of the thermo-dynamic Kelvin effect. Now,

if the elastic stress on the bulk of the material were relieved when plastic yielding occurs, it would be anticipated that the release of the load after plastic yielding had occurred would not bring with it a reversal of the Kelvin effect, or at most only a slight sign of it. Actually, it is found that if the load is released during plastic extension, i.e. at a stress far above the elastic limit, a very marked reversal of the Kelvin effect occurs — the small rise of temperature being decidedly greater than that which occurs at a lower stress within the elastic range. The inference is therefore justified that when the applied stress is removed after a material has undergone plastic yielding, there is a marked degree of elastic recovery — i.e. that the bulk of the energy stored in the material by elastic deformation has been retained after plastic yielding has occurred, but is released when the external load is removed. The residual purely elastic distortion of the lattice can, therefore, be only small in amount.

The second fact is the progressive increase of hardness of metal with increasing cold working. On the view here suggested, every surface of slip becomes the site of a layer of disturbed material in which the regular arrangement of the atoms is more or less completely broken down, and the existence of this disturbed layer must produce a certain degree of distortion of the adjacent portions of the lattice. But such distortion can only extend inward into the lattice to a certain depth, which is probably quite small when compared with the distance between adjacent slip-bands, although a large number of layers of atoms may be affected. Now in the early stages of plastic deformation the slip-bands are relatively very far apart and we should thus expect to find that there are large regions of the lattice still unaffected by any distortion. In these, slip will occur with little more resistance than it did on the surfaces of initial slip, although the existence of slip-planes in several directions in space must to some extent affect the resistance to slip even in the least affected portions of the lattice. After slight plastic deformation, therefore, we have conditions that explain only a slight increase of hardness. With every further occurrence of slip, however, the width of the layers of lattice between adjacent slip-bands diminishes rapidly and the hardening effect of the local lattice distortions emanating from each surface where slip has occurred will progressively affect a larger and larger proportion of the whole lattice, thus accounting for a progressive increase of hardness. The extent to which this process can be carried must obviously depend on the manner in which the deformation is applied. It will come to an end as soon as the resistance to actual separation of a layer of atoms becomes less than the resistance to slip along the distorted planes of the lattice. This point will probably be reached at a relatively early stage of deformation where the applied stresses result in a simple shear, while under stress systems such as those applied in rolling or wire-drawing plastic deformation may continue up to a much higher degree of hardening without the occurrence of fracture. From the present point of view, however, the important inference is that if hardening were due to lattice distortion resulting from the general elastic deformation of the lattice (however retained), this deformation, being wide-spread throughout the lattice, would attain its maximum pos-

sible value at a very early stage. This must be so because the whole lattice must be elastically strained very near to its break-down limit before actual break-down by slip occurs at any point within it. If, therefore, general elastic lattice deformation were responsible for strain-hardening we should expect the maximum hardness to be reached after very little deformation. It is, of course, possible that both general elastic deformation of the lattice, as well as local distortion emanating from the surfaces where slip has occurred, may play a part in the production of work-hardness, and the relative importance of these parts may be widely different in different metals, their behaviour depending to a great extent on the relative rigidity of the lattice. We see these effects of the character of the lattice in the effect of alloying elements which may produce either local or general lattice distortion and it would not be surprising to find that, to this extent, the mechanism of strain hardening differs in different metals.

Briefly summarising what has been said above, the view is put forward that —

1. The occurrence of slip within a crystal must be accompanied by internal changes in the crystal which produce increased resistance to further slip. This resistance is sufficient to arrest slip that has already started and to require a higher stress before fresh slip can be started on other slip surfaces.

2. Plastic deformation of the lattice without break-down being excluded, it is suggested that purely elastic deformation of the lattice could not be retained in a single crystal and that some disturbance of the lattice structure at and near the surfaces of slip is probable.

3. The formation of a disturbed layer in which the atoms are no longer regularly arranged on a lattice will produce the requisite resistance to further slip on the original surface by the local destruction of the regular atomic planes on which slip takes place, and that the incompletely symmetrical balance of inter-atomic forces, due to the vicinity of a disturbed layer, will produce a local distortion of the adjacent lattice which increases resistance to slip in adjacent slip planes.

This view, it will be seen, constitutes a distinct modification of the view of Beilby, hitherto accepted by the present writer. According to that view the strain-hardening of a crystal was ascribed to the intrinsic strength and hardness (non-ductility) of the amorphous layers formed on surfaces of slip. According to the present view, the effect of the local disturbance of the crystal structure is mainly indirect—by distorting the adjacent portions of the lattice. On this view it is not necessary to suppose that the disturbed layer is more than a few atoms thick. This modified view serves to bring the conception into line with the new knowledge gained from the study of crystal lattices by X-rays, with the observations on single crystals and with other theoretical views which afford strikingly satisfactory explanations of the properties of alloys. Whether or not the “disturbed layer” should be called “amorphous” is essentially a matter of definition, but the term would seem to be a satisfactory description of a material in whose structure the crystal lattice has broken down either completely or to a considerable extent. The writer has elsewhere (*4) discussed at some length the structure and properties of such materials,

but does not think it necessary to recapitulate those considerations here. On the other hand, the view here put forward leads to certain inferences, both in regard to the behaviour of single crystals under strain and to that of crystalline aggregates which offer opportunities for testing the truth of the conceptions in question. These it is now proposed to develop.

The application of plastic strain, as is well known, affects many other properties of metals besides hardness and strength. The simplest of these is perhaps density. When a cast metal is subjected to working there is always an initial increase of density, followed as a rule by a gradual decrease as the degree of cold working is increased. If the metal is annealed, i.e., permitted to recrystallise, a rise of density generally occurs if the previous cold working has been severe. Further cold working again lowers the density. The initial increase in density when the cast material is worked may be ascribed to the closing up of relatively large cavities which exist in every cast material. The subsequent fall, which is repeated when wrought and annealed metal is cold-worked, must be ascribed to the direct effect of strain, while the increase of density on annealing represents the reversal of this effect, although in certain cases this may be to some extent masked by a re-opening of gas-filled cavities in which the gas is held under pressure after cold-working. The Beilby theory of amorphous layers of lower density formed along slip surfaces appeared to account satisfactorily for these phenomena, but a serious difficulty arises in view of the recent determination of the fact that the changes of density undergone by single crystal specimens of aluminium and other metals are extremely slight (less than 1 per 3000). Since an amorphous or disturbed layer must necessarily have a lower density than that of the close-packed lattice, it follows that such disturbed layers, in single crystals at all events, must be exceedingly thin. The existing data, however, do not preclude the existence of such layers many atoms in thickness. The known differences in density between the same substance in the closepacked crystalline condition and in the vitreous, amorphous condition — as for example in crystalline and vitreous silica — are themselves slight, i.e., of the order of 10 or 15 per cent. This means, roughly, that a disturbed layer involving ten layers of atoms might occur at intervals of 10,000 atoms in the lattice without affecting the density by more than one part in 10,000 and existing data cannot be regarded as conclusive even on this point. Yet this implies a distance apart of slip-planes only just within the limits of microscopic resolution, and observation shows that slip bands so closely spaced as this only occur under very severe deformation. It cannot therefore be said that existing density data indicate more than that the proportion of disturbed to undisturbed layers cannot exceed about one in 1000, so that in moderately strained crystals the disturbed layers are probably not more and possibly considerably less than 100 atoms in thickness. These very rough approximations, however, may be vitiated by two factors which it is not possible at present to evaluate even roughly. In the first place, the degree of "disturbance" i.e., the extent to which crystal close-packing is replaced by an entirely irregular "amorphous" structure in these layers is not known and it may be such that the difference of density

may be much less than 10 per cent. Further, the distortion of the lattice adjacent to a disturbed layer is likely to be of the nature of a slight compression. On the whole, the components of inter-atomic tractive forces across the surface bounding the disturbed layer and the lattice will be *less* (owing to looser packing of the atoms in the disturbed layer) than those across a normal lattice surface, and this difference must be balanced by additional repulsive forces within the adjacent lattice layers, produced by an average compression of that lattice region. This compression effect may result in an increase of density which will tend, to some extent, to balance the lower density of the disturbed layer itself. It is, therefore, very difficult to arrive at any estimate of the probable thickness of disturbed layers on slip surfaces, and all that can be said is that on the view here put forward they may be very thin and yet exert the effects ascribed to them. The changes of density which occur when crystal aggregates are subject to cold working will be referred to later.

Among the most interesting phenomena which accompany plastic strain are those connected with what is sometimes known as the "semi-plastic" state of wrought iron and mild steel. The phenomena have been very thoroughly studied by Muir (*5) and his observations have been fully confirmed subsequently, not only by laboratory measurements but by the behaviour of steel when undergoing cold work. A good deal has been heard recently, particularly in Germany, in regard to the so-called „ageing" of mild steel and perhaps this is another name for the same phenomenon. The facts may be briefly recalled by saying that immediately after a tensile test-piece of steel has been strained beyond the yield-point, it ceases to display the normal elastic behaviour under low loads, the stress-strain graph being curved almost from zero load, while at least part of the extension which occurs along this curved graph is permanent, i.e., does not disappear when the load is removed. This state is, however, a temporary one and disappears after a time even at room temperature, the time required for "recovery" varying from a few hours to several days according to the composition of the steel. The recovery is, however, very much accelerated by raising the temperature; even at 100° C. recovery occurs in less than half an hour and it is still more rapid at 200° C. The question arises, what is the mechanism of this semi-plastic behaviour? Before attacking that question, however, a fact which has emerged from the present writer's own observations may be mentioned.

This relates to the formation of Neumann lamellae by impact in soft steel. These lamellae are readily developed, by even a light blow, in steel which has previously been without plastic deformation and also in cold-worked steel if it has been allowed to undergo recovery, either by lapse of time at room temperature or by slight heating. If, however, a blow is applied to a freshly-strained piece of such steel, there is no formation of Neumann lines, but merely an intensification or re-development of the previously formed slip-bands. These observations suggest that under certain conditions surfaces on which slip has *recently* occurred remain as surfaces of easy further displacement, but there are two important limitations to any generalisation of this kind. In the first place, as has been pointed out above, the process of slip

must in some way generate a growing resistance to its continuance, since, otherwise, in a single crystal at all events, slip once started would continue until fracture occurred under constant load. Also, if deformation is carried on continuously by slowly increasing the load, there is a rapid development of fresh slip-bands so that, it would seem, the temporary removal of the load is essential in order to develop this special condition of easy mobility on surfaces of recent slip.

The second factor affecting the question is that the semi-plastic condition is definitely known only in wrought iron and steel, but has never been observed even in the hardened non-ferrous metals. So far as the writer is aware, it does not occur in copper or the alloys of copper. For this there may be a simple explanation; for instance, the phenomena of the semi-plastic state may occur with great rapidity so that, by the time that an extensometer test can be made, full "recovery" has occurred. On the other hand the phenomenon may be peculiar to metals following the body-centred cubic lattice system of crystallisation, since it is known that their mode of deformation by slip differs in detail from that followed by face-centred cubic and hexagonal lattices. There is also another factor which may enter into the matter — viz: the relation of room temperature, at which such experiments are usually conducted, to the melting point or so-called "equivalent temperature" of the metal. In this respect most of the non-ferrous alloys differ widely from iron and steel. If the two last-named factors are important, we should expect to find similar phenomena in tungsten when tested with an extensometer at a temperature where it can undergo both elastic and plastic deformation — i.e., in the neighbourhood of 1500° C. There are, however, serious experimental difficulties in the way of verifying this possibility. Finally, the allotropic transformability of iron must be considered as a possible factor in its behaviour under strain. It was shown by the writer in 1906 (*6) and has recently been put forward again by Bain, that in austenitic steels transformation is brought about on the surfaces of slip when plastic deformation occurs, and this transformation is largely responsible for the very great hardening effect of cold work on such materials as manganese steel. At the same time we cannot conclude on that ground that allotropic changes are likely to be brought about in stable α ferrite by plastic strain.

In view of the apparently contradictory facts and the possible complexity of the phenomena it is impossible at the moment to suggest any entirely satisfactory theory for the mechanism by which the semi-plastic state is produced. None the less, the view put forward above concerning the formation of "disturbed" or amorphous layers on slip surfaces does afford some measure of explanation of the phenomena. On Beilby's original „amorphous" theory the amorphous material when first formed possessed a considerable degree of temporary mobility. By this mobility it was believed that it could flow over a surface during polishing, for example, and the evidence proving the occurrence of such flow on polished surfaces is so strong that it lends much weight to the idea. According to the somewhat modified view now put forward, however, we are able to form a more definite picture of what is likely to occur in the formation and subsequent behaviour of "disturbed"

or "amorphous" layers on slip surfaces. Reference has already been made to the writer's analysis of the inner structure of truly amorphous substances (*4) which may be regarded as entirely heterogeneous assemblages of atoms. The disturbed layers on slip surfaces are not likely to be so completely amorphous—i.e., considerable remnants of the lattice structure probably persist, joined by atoms irregularly linked together. Even here, however, once the lattice has begun to break down there will be present, statistically, pairs of atoms linked together across distances ranging from the minimum to the maximum at which inter-atomic bonding can occur, while in a certain number of cases, pairs of atoms with "unsatisfied" bonds will be juxtaposed but at distances apart too great to allow of bonding to occur. When the operating stress is removed, a certain amount of immediate re-arrangement must occur, owing to the relative movement of the atoms due to elastic recovery, and this is likely to cause existing interatomic bonds to break here and there while in other cases atoms previously too far apart may be brought within cohesion range of each other. All that is essential to the present conception is that at this stage there must be considerable numbers of possible atomic linkages which are not effective. It is suggested that this factor is responsible for the apparent "temporary mobility" of the disturbed or amorphous material. This is in conformity with the view, developed elsewhere in regard to glass and other substances which pass from the truly liquid to the quasi-solid amorphous state through a range of rapidly increasing viscosity. It is considered that they do so by the progressive formation, during cooling, of an increasing number of irregular inter-atomic or inter-molecular linkages. Any diminution of such linkages, however, brought about, must therefore decrease the effective viscosity of the material.

The further stages of the phenomenon may well depend upon the state of thermal agitation of the metal. If the metal is at a temperature relatively high in reference to the melting point, the amplitude of thermal oscillation will be large and therefore, pairs of atoms placed at distances apart not far beyond the range of possible linkage will be brought within that range during a relatively short time. At lower temperatures this will occur only in the course of a much longer time, but in either case there must be a strong tendency — for thermo-dynamic reasons — for the formation of every possible linkage that can be effected by slight thermal shuffling of the irregularly-arranged atoms. — since the formation of additional linkages lowers the potential energy of the system. The "temporary mobility" of the disturbed layers must therefore tend to decrease, slowly at relatively low temperatures and increasingly quickly at higher temperatures. In iron, and steel, at room temperatures, therefore, it is not surprising to find that the process of "recovery"—i.e. the "setting" of the disturbed layers to their state of maximum cohesion and viscosity, occupies many hours whilst it can be accelerated to occupy only a few minutes by warming the metal to 100° C. In metals of much lower melting point, the rate of recovery at room temperature might be expected to be higher than that of iron at 200° C. so that the whole of the phenomena might well escape observation, although they might be discovered by the aid of tests made at much lower

temperatures (liquid air or liquid hydrogen). There is, however, one well-known phenomenon encountered in cold-worked non-ferrous alloys which may be connected with the same mechanism. This is the slight hardening which occurs at the first application of heat during an annealing operation. A very brief exposure to heat increases rather than decreases the hardness, although decrease of hardness accompanied by recrystallisation very quickly follows. It is suggested that here the „setting” process in the disturbed layers is allowed to produce the maximum degree of rigidity, while at the same time the commencement of re-arrangements in the distorted lattice regions between the disturbed layers may produce — if interrupted — a more rather than a less distorted inner structure. Such a state of affairs is entirely analogous to what occurs when a supersaturated solid solution commences to deposit the excess of dissolved substance, as in the age-hardening of quenched alloys. Although the final state towards which the changes tend is one of greater regularity of lattice structure, the intermediate stage is one of greater irregularity, the energy required for the transition through this stage being supplied by external application of heat.

An interesting question arises in connection with the state of temporary „semi-plasticity” in steel in relation to its bearing on the behaviour of steel under alternating stresses (fatigue). Under “fatigue” conditions, whether in service or under test, alternations and repetitions of stress occur so rapidly that, so far as lapse of time is concerned, there can be no question of recovery, even if there is an appreciable rise of temperature. At first sight this fact might be supposed to afford the explanation of fatigue failure. But if the semi-plastic state really played an important part in fatigue phenomena the introduction of periods of rest and “recovery” in the course of a fatigue test should make a great difference to the results. There is no evidence that this is the case, the experiments tried to investigate the point having always shown that intermediate periods of rest do not affect the result of a fatigue test. An explanation, however, suggests itself. After uni-directional strain, recovery in iron is slow at room temperature but considerably accelerated by thermal agitation of the atoms. Under the conditions of a fatigue test, however, there is also an agitation of the atoms, partly of a purely elastic nature and partly due to the introduction of fresh lattice distortions by the formation of disturbed layers on successive slip surfaces. This elastic agitation, whose amplitude is of an order not very different from that caused by rise of temperature, may well supply the place of heating and facilitate the “setting” of the disturbed layers. If this is the case the semi-plastic state would not arise under fatigue conditions and the small effect of periods of rest would be explained.

Interesting advances in our knowledge of fatigue phenomena have recently been made by Dr. J. McAdam Jnr. (*7) in America. As long ago as 1917 B. P. Haigh in England showed that in the presence of corrosive liquids the fatigue limits of brass and some other alloys were much lowered. McAdam has carried the matter further and has demonstrated, both in steel and in many non-ferrous metals and alloys that in the presence of corrosion due to a flow of tap-water over the test-piece, the

fatigue range is very much lowered. At first sight this would appear to be analogous to the effect which corrosion exerts in promoting the inter-crystalline cracking of certain metals under a tensile stress — a phenomenon frequently called “season cracking”. But McAdam does not appear to have found corrosion-fatigue fractures by any means confined to the crystal boundaries, although so far he has published no results on corrosion fatigue in single-crystal test-pieces. On the basis of the ideas here advanced, however, it would seem probable that chemical attack might well occur along the disturbed or amorphous layers formed during slip. These, of course, become very numerous when the alternating stresses are high, so that numerous points of corrosive attack would be presented.

Before passing to a consideration of the general problem as it affects crystal aggregates as distinct from single crystals, the mechanism of fracture itself requires consideration. The first point of attack that presents itself is that so long as slip is possible, fracture will not occur. This is simply another way of saying that before fracture can take place, ductility must be, locally at least, exhausted. In cases where there is reduction of area before fracture, it is obvious that the bulk of the test-piece may retain considerable ductility while locally, at the point where fracture occurs, the ductility has been exhausted by sufficiently close juxtaposition of slip surfaces and the resulting disturbed layers. The way in which fracture occurs can perhaps be best illustrated by an analogy taken from textile fabrics. A loose woven fabric is difficult to tear or rip, because when the stress on any one fibre becomes severe that fibre stretches and allows the load to fall upon the next, and so on until the load is borne by a large number of fibres. If, however, the fabric is very tightly woven or, more markedly still, if it is treated with a dressing which, while it strengthens the individual fibres, causes them to adhere to one another at their crossing-points, then the fabric tears very easily. The reason is clearly that the outside fibre, when the load is applied, is too firmly held by the transverse fibres to allow it to stretch and share the load with adjacent fibres with the result that the stress becomes concentrated on successive outer fibres in turn and these fail one after the other. The limiting case of a material of this kind is a continuous sheet, which may be regarded as consisting of an infinite number of fibres quite unable to move relatively to one another if the material of the sheet is non-ductile. For this reason a thin sheet of high-tensile steel, if hard and non-ductile can be torn with the fingers in spite of its high strength, while a sheet of copper of the same thickness is more difficult to tear in this way.

In a bar of metal undergoing, for example, a tensile test, when at any part of the section the ductility has been locally entirely exhausted, the “tearing” stage is reached. If for any reason whatever the stress on some particular point of the cross-section becomes higher than that at surrounding points, there is no longer any mechanism for spreading or equalising the stress, and rupture occurs “fibre by fibre” by a species of tearing process. Perfect uniformity either of inner structure or outer surface is unattainable in practice, so that in every test-piece this tearing stage must sooner or later occur. The finer and more homogeneous the inner struc-

ture and the smoother and more perfect the outer surface, the higher will be the average stress required to bring about an intensified local stress leading to rupture and tearing. It is perhaps partly for this reason that the strengths actually obtained in metal test-pieces are so very much smaller than the cohesive strength of metals as calculated from theoretical physics. The ultimate cohesive strength need, in fact, only be reached over a very small area to bring about a "tearing" fracture of the kind suggested above. It should, perhaps be pointed out that the idea of interlacing fibres used above has been introduced merely as a mechanical analogy and that it is not suggested that the structure of metals is in any true sense fibrous. When speaking of metals the author uses the term "fibre" merely for a small (geometrical) element of volume lying in a particular direction and not as a physical unit of structure.

In the present discussion, up to the present point, attention has been confined to a consideration of what occurs during plastic strain in a single crystal. Both for theoretical and practical purposes, however, it now becomes necessary to consider the more normal type of metal — i.e., the crystal aggregate. And here we have to deal not merely with an aggregation of crystals each of which may be regarded as behaving very much like a single crystal except for local effects near the boundaries. This state of affairs may exist to some extent in an aggregate of very coarse crystals, but where these are small the effects of the boundaries must probably be regarded as affecting a considerable proportion of the crystal volume, while — in every case — these boundary conditions determine the manner in which the individual crystals of an aggregate can undergo displacement relatively to one another. It is this latter point which requires far more careful consideration than has yet been given to it.

If a strip of an approximately pure metal is polished and is then subjected to slight plastic strain, one of the first effects is the "development" of the crystal boundaries — beside the formation of a few fine slip-bands the crystal boundaries become visible as dark lines or zones when seen under "vertical" illumination. Examination shows that there has been a minute amount of relative movement among the crystals at their boundaries and on the originally smooth surface these are seen as dark lines or zones, because slight differences of level have been developed. That, when a crystal undergoes even a slight change of shape, there must be some movement at its boundaries is obvious, but recent research has shown that there is more movement than that merely due to the change of external contour of the individual crystal. Starting with metal in which the orientation of the crystals is random, after sufficiently severe cold-working we find that the crystals of the material exhibit a strong tendency towards a particular orientation. Thus in cold rolled material the crystals tend to set themselves so that one of their principal axes lies at right-angles to the plane of rolling — and this "preferred orientation" is not readily destroyed even by subsequent re-crystallization. In the same way, both under direct tensile elongation and under alternating loading, a single crystal is found to undergo rotation in such a manner as to bring two slip planes into a symmetrical

position in relation to the principal applied stresses. In the single crystal there is, of course, no hindrance to free rotation except for the constraints applied at the ends where the crystal is either held in a grip or is attached to other crystals which are so held. Any individual crystal of an aggregate, however, is held more or less firmly on all sides by its neighbours so that the manner in which this rotation takes place requires careful consideration.

If the crystals of an aggregate were mere smooth rounded lumps embedded in a mobile matrix, rotation in response to external applied stress would be readily understood. Even if the crystals of an aggregate were geometrical shapes packed together with smooth, close-fitting outlines, relative movement could be readily conceived. In fact, however, the crystal grains of metals have irregular outlines which are only rarely smooth in detail, so that relative motion must be very difficult and can only occur by the partial local breakdown of the crystal structure itself in the vicinity of the boundary. It may here be remarked that since plastic strain requires relative rotation of the crystals, and since the crystal boundaries impose a resistance to such rotation, the stress required to produce plastic strain must on that account alone be much higher in a crystal aggregate than in a single crystal and must, in fact, increase rapidly as the grain size diminishes.

Before we can hope to understand the conditions of the problem of inter-crystal-line movement at the crystal boundaries, it is necessary to form some conceptions of the nature of those boundaries and of the manner in which adjacent crystals are attached to one another.

The present writer, some fifteen years ago, put forward what has come to be known as the "amorphous intercrystalline cement" theory on the intercrystalline boundary. In spite of the numerous lines of experimental evidence which have been brought to bear in support of this theory, it has met with a large amount of opposition and — perhaps — some misunderstanding. The fundamental idea of the theory, that a thin layer of metal in a non-crystalline or amorphous condition is interposed between adjacent crystals had been objected to mainly on the grounds that there is no proof that metal either solidifying from the liquid or recrystallising from the solid can retain an amorphous condition. It has therefore been argued that in a rapidly crystallising metal no appreciable layer of non-crystalline matter could exist between adjacent crystals. On the other hand it has been shown comparatively recently that certain films of metal, produced by cathodic sputtering, can assume an amorphous structure, as evidenced by the lack of crystal reflection when examined by means of x-rays. It is not, however, the writers intention to embark here upon a general discussion of the "amorphous cement theory". Like other views previously held in regard to the structure and behaviour of metals, the "amorphous theory" has necessarily been affected by modern advances in knowledge derived both from the study of single crystals and X-ray spectra. If, however, we accept the fundamental principle which has already been referred to above in the present paper, and has been considered at greater length by the present writer elsewhere, that there is a definite and low limit to the possible elastic deformation of a crystal lattice and

that, accordingly, a crystal lattice cannot be bent, so as to assume more than a curvature of very large radius, it can be shown that the transition from one crystal lattice to another in a metallic aggregate must involve the presence of a layer of irregularly arranged atoms, possibly no more than from 10 to 100 atoms thick, by means of which this transition is accomplished.

The argument involved in this consideration is very simple. Where two lattices of random orientation meet at a crystal boundary, it will not be possible for them to be connected, except by an occasional atom here and there, which can fit with sufficient accuracy into points common to both lattices. Such a junction, consisting merely of a common atom here and there, would necessarily entail a degree of cohesion much lower than that within the mass of each crystal, so that any stress operating to separate the crystals must be expected to do so rather than to separate adjacent portions of the individual crystals from one another. Yet in fact, in the great majority of cases, there is not in ordinary metals the slightest tendency to intercrystalline rupture when stress is applied to them at temperatures well below their melting point. So far from this being the case, the intercrystalline boundaries act as a strengthening network to the whole aggregate. So markedly is this the case that in a test-piece consisting of two large crystals meeting along a transverse line near the middle, this transverse line remains as a still projecting ridge when the test-piece has been pulled in tension so as to diminish the cross section of the two individual crystals. In fact, the very great difference in mechanical properties between a crystalline aggregate and a single crystal of the same size must be ascribed essentially to the stiffening effect of the crystal boundary. It is sometimes suggested that this effect is due merely to the change of orientation, involving a change in the direction of slip when the metal is subjected to plastic deformation. In the case of the test-piece consisting of two crystals only, however, it is very difficult to see why the intercrystal boundary should remain as a prominent projecting ridge simply because it is the site of a change of orientation.

In the writer's opinion, the evidence seems to show conclusively that intercrystalline boundaries, at temperatures well below the melting point of the metal, are regions of greater cohesion than exists within the body of the adjacent crystals and this state of affairs cannot be accounted for merely by supposing that there are common atoms here and there, depending upon the haphazard manner in which two adjacent lattices come into contact. If, however, we reject the idea that the few possible common atoms constitute a sufficient cohesive connection between adjacent crystals, we must admit the existence of a transitional structure between adjacent lattices and, in a sense, bridging the difference of orientation between them. There appear to be only two possible structures which such a transitional region could assume. One of these may be described as the "bent lattice" structure, while the second implies an irregular or "amorphous" distribution of the atoms. The "bent lattice" structure implies a configuration in which the orientation of the two adjacent lattices is brought into gradual approximation, from cell to cell, by distortion of the cell, which may imply both bending and twisting, until they are

brought into conformity. The difficulty here arises that the amount by which each cell of the lattice can be distorted is very small and that consequently the radius of curvature of this "bent lattice" structure must be large. It follows that the transition zone between one crystal and another would be very wide and that its width would vary appreciably according to the relative angles at which the lattice lines of the two crystals met each other. If these ideas are worked out in detail, assuming for the maximum possible lattice distortion the amount of distortion which occurs under elastic stress before the lattice begins to break down by the occurrence of slip, the result arrived at is that the width of the transition zone would be comparable with that of the crystals themselves in the finer kinds of aggregates with which we are familiar in metals. Since it is well known that the actual boundaries themselves are very narrow indeed compared with the size of even the smallest crystals, this "bent lattice" structure appears to be impossible.

The only alternative method by which adjacent lattices, at a random angle to one another, can be connected is by a layer of irregularly arranged atoms. In such a layer the atoms would be arranged subject to the same laws governing interatomic cohesion which hold within the lattice structure itself, but with this difference: — Whereas in the regular, undistorted lattice, the inter-atomic distances and angles are regular and symmetrical, giving a lattice parameter which is only very slightly departed from as we pass from one region of the lattice to another, in the irregularly arranged layers, the atoms will be found to lie at all manner of distances, varying from the minimum to the maximum across which inter-atomic cohesion can occur, while there will be many instances where adjacent atoms are too far apart to be physically inter-connected at all. This is a structure strictly analogous to that which has been ascribed to such a substance as glass, although its mode of origin may be very different. It will, however, have certain properties in regard to visco-elastic behaviour at temperatures far below the softening point, and truly viscous behaviour at higher temperatures similar to those of glass. In chemical properties in fact, such an irregular layer of atoms will exactly correspond with the disturbed layer formed, as we have suggested above, on surfaces of slip. Relatively to the easily deformed lattice itself, in the case of ductile metals, the boundary layer of irregularly arranged atoms will thus be hard and brittle. It will also be a layer of lower density since the atoms will not be in any close packed arrangement. In this region there will be no slip mechanism and consequently deformation cannot occur by the same means as in a crystal lattice but must take place by a process analogous to viscous flow or, at low temperatures by visco-elastic deformation.

The formation of such a layer can be readily understood if one imagines what occurs when two growing crystal lattices approach one another in the liquid metal. So long as the surface of the growing lattice is relatively far away from any other surface, the atoms are free to arrange themselves upon the growing surface in a regular manner. They will be more or less disturbed by interatomic forces acting upon them from the surrounding liquid, but these will roughly balance in all directions, at all events statistically, and each layer of lattice will be undistorted except by the par-

tially unbalanced inward pull of the portion of the lattice already formed, opposing the outward pull of the atoms in the adjacent liquid. Where, however, two lattices begin to approach sufficiently closely, the orienting force fields derived from both will begin, to a certain extent, to overlap and individual atoms will tend to take up positions of equilibrium not necessarily upon either lattice but perhaps in intermediate positions in which some only of their possible cohesion bonds are satisfied. At the same time it must be remembered that in the great majority of cases the volume occupied by the close packed lattice is less than that occupied by the same number of atoms in the liquid condition. Consequently the solidification of the last thin film of liquid between adjacent crystals must undergo a contraction which will entail at least a less close packing of the remaining atoms or, if the difference of density which can be attained in this way is not sufficiently great, the formation of actual cavities may occur. It must be borne in mind, however, that the formation of cavities implies the storage of a considerable amount of surface energy in the surfaces of these cavities and that it will therefore occur only after the other method — irregular arrangement of a certain number of atoms — has been carried as far as geometrical conditions will permit. If this view is correct, therefore, it may be expected that between adjacent crystals there will be a thin layer of irregularly arranged atoms enclosing here and there minute cavities in those places where the adjacent lattices are most distant from one another.

The above brief exposition of the amorphous theory has only been given for the purpose of illustrating the kind of picture which can be formed of the state of a metal at a crystal boundary. The formation of some such picture appears to the writer to be essential in order to form concrete ideas as to what occurs when a crystalline aggregate undergoes plastic deformation. As the inter-crystalline boundaries are irregular surfaces neither geometrical in general outline nor smooth in detail, the occurrence of any simple kind of sliding motion at interfaces does not appear to be possible. Since relative displacement of the crystals is known to occur and, indeed, under severe deformation to occur to a very large extent, it is obvious that changes must take place at and near the crystal boundaries during the process of plastic deformation and it will be interesting to consider these rather more closely.

In the first place, it is evident that small changes of level at or rather near the crystal boundaries, such as are observed when a previously polished specimen is subjected to slight plastic strain, may be produced by a process of slip within the crystals, the slip taking place on series of planes conforming as closely as possible to the contours of the crystal boundaries. Signs of slip on such planes can often be clearly distinguished in the neighbourhood of the crystal boundaries. Slipping of this kind, however, so long as it consists purely of translational displacements, cannot account for any rotation of the crystals relatively to one another. Yet there is conclusive evidence that such rotation must occur during severe cold-working. The preferential orientation which is demonstrated by X-ray examination of cold-worked metal is produced during cold-working from metal in which the orientations, were, originally, entirely random.

Only one suggestion made in explanation of this type of observation avoids the necessity for extensive rotation of the crystals. According to this view, only those crystals whose orientation is, in the original state, favourable are able to persist after very severe cold-working, while the others are broken up so much that they are practically destroyed so far as the ability to give X-ray patterns is concerned. The cold-worked metal then consists of a matrix of very irregular, broken-up structure — which the present writer would term “amorphous” — and embedded in it the individual crystals whose favourable orientation has enabled them to survive the severe change of dimensions. The difficulty in accepting this view, however, lies in the fact that the X-ray reflections from cold-worked metal, although they are far less clearly-defined than those from annealed material, are yet too strong to suggest that they represent only a fraction of the material. It is probable, or even certain, that they do not represent by any means the whole of the material — i.e., that there is a certain considerable proportion of the metal, in every severely cold-worked material, which is not capable of yielding definite X-ray patterns, but the “survival” theory requires that there should be only a crystal here and there in the mass, and this does not seem consistent with the observations.

If we must accept the view that during cold deformation the crystals undergo rotation relatively to one another, we are faced with two alternatives. Either the crystals must undergo mass rotation or, while the masses remain relatively stationary, the crystal axes must rotate within the masses. The latter alternative, however, implies a process demanding a great amount of freedom of movement and re-arrangement of the atoms within the crystal — it is, in fact, a process of internal recrystallisation, since a sensible rotation of the crystal axes must imply a complete re-marshalling of the atoms on new lattice planes. Some such re-arrangement, of course, occurs in the formation of twinned lamellae in solid crystals, but there the new orientation bears such a relation to the original orientation that the amount of movement required for re-arrangement is very small. Where a change through a random angle is required, entirely different conditions would prevail. The fact that the rotation accompanying cold deformation occurs at quite low temperatures even in metals whose re-crystallisation temperature is relatively high, suggests that no great degree of atomic re-arrangement can occur. For that reason it would seem that the alternative of mass-rotation must be accepted.

Broadly speaking, mass rotation can only occur in the case of spherical or cylindrical bodies embedded in a matrix which is either itself yielding or in which the bodies can slide. Yet the crystals of metal are not even approximately spherical or cylindrical in outline and we are forced to the conclusion that where rotation occurs it does so on spherical or cylindrical surfaces, near the peripheries of the crystals concerned, and that these surfaces are formed by the local break-down of the lattice structure, fresh “boundaries” being in fact formed at those surfaces. Where the metal is stressed in such a manner that there is no general constraint, as in a tensile test, rupture is likely to occur from the severe local disruption brought about by this rotation or by the effort to begin it. Where the metal is, at the same

time, under severe compression, as in rolling, the disturbed atomic layers are held forcibly together and re-union—a species of automatic welding—occurs, preserving the continuity of the metal. It is, perhaps, for this reason that it is possible to produce very much greater elongation by rolling than by mere tension, and also perhaps—why metal under the rolls is apt to crack near the edges, where the external constraint is much less, while still quite sound at the centre.

If this view of the mechanism of crystal rotation is correct, however, we have an interesting picture of the state of a metal in which the process is at work. We must conceive of the surfaces of rotation placed near the original crystal boundaries—probably already elongated by extension. Between these surfaces of rotation, however, we have a very peculiar structure. The original crystal boundary no doubt persists, although the irregular atomic arrangement in it will have undergone some change during the early stages of elongation. In addition, however, there are the highly-disturbed surfaces on which rotation has occurred, and to these must apply the description given above of the phenomena which occur to a slight extent on every slip plane. Thus, between adjacent surfaces of rotation we must suppose that the metal consists possibly of crystal fragments embedded in a mass of irregularly arranged atoms. The net effect, therefore, is the production of crystal boundaries in which there are far more irregularly arranged atoms than are likely to occur either on a slip surface or an ordinary crystal boundary. It is to the formation of these “thickened boundaries” that the writer would ascribe the reduction of density which occurs on severe cold-working.

Unfortunately it is very difficult to find any other experimental verification for the views here put forward. The X-ray pattern of cold-worked metal throws no light on the question, since the presence of even ten per cent of atoms in irregular arrangement (i.e. “amorphous”) would scarcely affect the general character of the reflections from the crystalline remainder. Nor can we expect the microscope to show the “thickening” of these boundaries, since the change of shape due to cold-working will itself increase the area of boundary surface and thus counteract any “thickening” by spreading the irregularly-arranged layers of atoms over larger surfaces. Perhaps the only method of attack is to make careful comparisons of the properties and behaviour of single crystals and of crystal aggregates which have been severely cold-worked. The points at which re-crystallisation commences, for instance, might be expected to be different since the thickened crystal boundaries—if they exist—should be favourable sites for the development of crystal nuclei.

Within the limits of space and time available, it is not possible to carry much further this discussion of the mechanism of deformation and rupture in crystalline metals. Neither is it possible in the existing state of our knowledge, to put forward a complete and satisfactory theory covering the whole of the phenomena. The object of the present discussion, however, has been to show how far the new facts brought out by recent research fit into the older theoretical views and also to call attention to some facts and considerations which many recent workers in this field

appear to have ignored. The mechanism of relative rotation of irregularly shaped crystals is one of these, and the relation between slipbands and Neumann lines is another. Such theoretical suggestions as have been put forward here have been presented not so much in the hope that they may prove to be the finally correct representation of the facts as for the purpose of furnishing a working picture of what may be happening among the atoms of metal under strain. However crude and imperfect such a picture may be, it yet serves to focus ideas upon the mechanism involved and makes it easier to co-ordinate the new facts which come to light day by day. Ultimately, it may be hoped that crude and imperfect pictures may develop into a complete and orderly theory of the whole of the complex phenomena involved. And such a theory is no purely academic ideal. It would furnish us with the knowledge needed for the production of better materials of construction and for the better utilisation of known materials. At present we test our metals by comparatively crude empirical methods; it will only be when we know exactly what are the properties which are of importance in resisting deformation and fracture that we shall be able to devise rational and scientific tests. Every step we can take in the direction of a fuller understanding of the internal mechanism of metals is, therefore, a step forward in the testing and use of metals as engineering materials.

REFERENCES

- *1. EWING & ROSENHAIN. „The Crystalline Structure of Metals”. Phil. Trans. Roy. Soc. Vol. 193. 1900.
- *2. GOUGH, HANSON, WRIGHT. „The Behaviour of Single Crystals of Aluminium under Static and repeated Stresses”. Phil. Trans. Roy. Soc. A. Vol. 226, 1926.
- *3. ROSENHAIN. „The Inner Structure of Alloys”. — Journ. Inst. Metals. Vol. 30. 1923. Journ. Roy. Soc. Arts. Oct. 9 th, 16th, 23rd, 1925.
- *4. ROSENHAIN. „The Structure and Constitution of Glass”. Trans. Soc. Glass Tech. 1927. Vol. 11.
- *5. MUIR. „The Recovery of Iron from Overstrain”. Phil. Trans. Roy. Soc. Vol. 193, 1900.
- *6. ROSENHAIN. „Deformation & Fracture in Iron and Steel”. Journ. Iron & Steel Inst., 1906 (11).
- *7. McADAM (a) Stress-Strain-Cycle Relationship & Corrosion Fatigue of Metals”. „Proc. Amer. Soc. for Testing Materials. Vol. 26, 1926.
(b) Corrosion-fatigue of Metals as affected by chemical composition, heat treatment and cold working”. Trans. Amer. Soc. for Steel Treating, 1926.

RAPPORTS DE LA SECTION A
(MÉTAUX)

STAND DER FRAGE DER HOCHWERTIGEN BAUSTÄHLE IN UNGARN

von

DR. ING. E.H. STEFAN GÁLLIK

Staatssekretär-Stellvertreter a.D., gew. Chef der Section f. Strassenbrücken
d. kön. ung. Handelsministeriums. Budapest.

INHALT

1. Vorereignisse.
2. Die Ketten der budapester Erzsébet-Brücke.
3. Die Epoche des Nickelstahls.
4. Vorversuche anlässlich der Reconstruction der budapester Kettenbrücke.
5. Die Erneuerung der Eisenconstruction der budapester Kettenbrücke.
6. Die österreichischen Versuche vom Jahr 1913.
7. Die neuere Epoche des Carbonstahls.
8. Die ungarische u. deutsche Carbonstahl-Statistik.
9. Ungarische Verhältnisse. Der Carbonstahl-Ausschuss.
10. Die ungarische „Vorläufige Vorschriften für Carbonstahl-Constructions“.
11. Die Frage der Stahlniete.
12. Der Siliciumbaustahl.

1. VOREREIGNISSE

Im Zeitpunkte der allgemeinen Verbreitung des Flusseisens, um 1890. herum, kamen zugleich auch härtere Sorten desselben zur Verwendung.

So wurde in Amerika ¹⁾ am Ende der 80-iger Jahre, ausser dem üblichen, 38—43 kg. Festigkeit aufweisenden Flussstahl, (soft-steel), der „medium-steel“ mit 42—49 kg. und in einzelnen Fällen auch schon der „high steel“ mit 49—56 kg. Festigkeit, im Brückenbau verwendet.

Die französische Brückenbau-Verordnung vom Jahre 1891. schrieb für das Material zu Eisenbrücken 42 kg. min. Festigkeit und 22% Dehnung vor, also dem „medium-steel“ entsprechende Eigenschaften. Die Verordnung enthält zugleich die Bemerkung, dass die Behörden in einzelnen, wichtigeren Fällen, das Vorschreib-

en von Material mit höherer, sogar bis zu 57 kg. reichender Festigkeit erlauben werden. Tatsächlich kamen schon vor ins Lebetreten der Verordnung solche härtere Materiale zur Verwendung; so ist bei den in den Jahren 1888—90. erbauten Lyoner Brücken eine Stahlsorte mit 44—50 kg Festigkeit u. 24% Dehnung, bei der Rouener Brücke sogar eine Stahlsorte mit 50—56 kg Festigkeit u. 18% Dehnung²⁾ eingebaut worden.

In England stand zu dieser Zeit, nach der „British Standard Specification“, auch ein Material mit 44—51 kg Festigkeit u. 20% Dehnung, also eine dem „medium-steel“ entsprechende Qualität, in allgemeiner Verwendung. Eine höher bewertete Carbonstahl-Sorte wurde zuerst bei der in den Jahren 1883—89. erbaute Forth-Brücke³⁾ verwendet und zwar war vorgeschrieben

bei gezogenen Bestandteilen $\sigma = 48\text{--}52 \text{ kg } \lambda = 20\%$
 „ gedrückten „ $\sigma = 54\text{--}59 \text{ kg } \lambda = 17\%$

2. DIE KETTEN DER ERZSÉBET-BRÜCKE IN BUDAPEST

Ein Jahrzehnt nach Beendigung des Baues der Forth-Brücke, in den Jahren 1899—1903., wurde der Bau der budapester Erzsébet-Brücke⁴⁾, (auch Schwurplatz-Brücke genannt), vollendet, deren Eisenconstruktion im Handels-Ministeri-

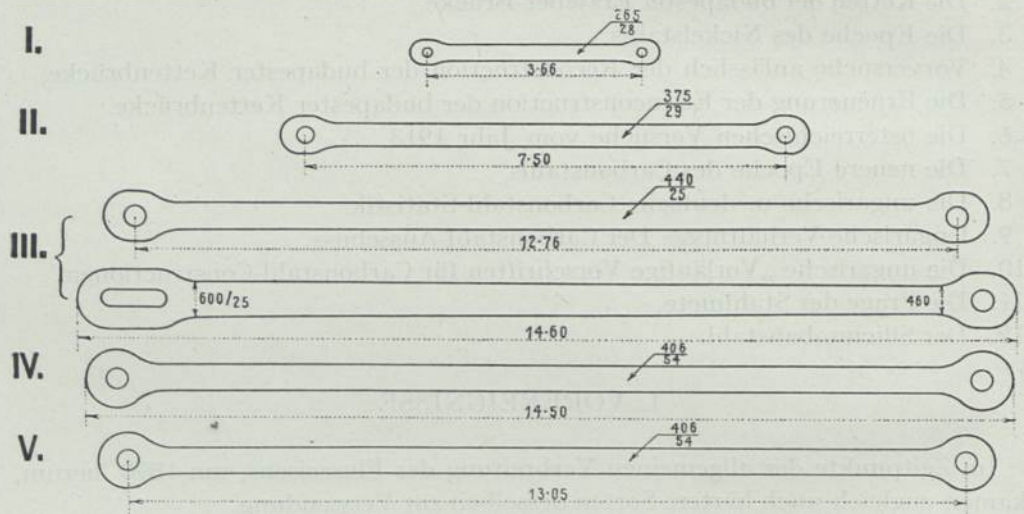


FIG. 1. Die grössten Kettenglieder von einigen namhaften Brücken

um von Ministerialrath Aurel Czekelius, Oberingenieur Josef Beke u. Verfasser projektiert wurde.

Für die Ketten dieser Brücke wurde — nach Muster der Forth-Brücke — ein Martinstahl mit 50—55 kg Festigkeit, bei einer minim. Dehnung von 20%, vorgeschrieben.

Dieser Stahl enthält 0.12—0.15% C., 0.9—1.0% Mn. und 0.15—0.20% Si., ist

also ein Carbon-Manganstahl, welchen das staatl. Eisenwerk in Diósgyőr in vorzüglicher u. gleichmässiger Qualität herstellte.

Die tatsächlichen Resultate der mit diesem Material durchgeführten Zerreißproben sind in Tabelle V. enthalten. Die Abmessungen der grössten Kettenglieder sind aus Fig. 1 ersichtlich, woraus zu ersehen ist, dass die Dimensionen der Kettenglieder der Erzsébet-Brücke die Masse der in den amerikanischen Riesenbrücken eingebauten Kettenglieder nicht nur erreichen, sondern sogar überflügeln.

Die Kettenglieder-Köpfe der Erzsébet-Brücke wurden — abweichend von dem in Amerika üblichen Press-Verfahren, — mittels Ausschneiden aus vollem Blech hergestellt. Um die Breite des Vollbleches zu verringern, wurde bei den Kettenköpfen — anstatt der kreisförmigen amerikanischen Form — die längliche Form gewählt, deren Dimensionen auf Grund einer Reihe vom Verfasser in den Jahren 1896—98. durchgeführten ausführlichen Versuchen festgestellt wurden.

TAB. I.

Fig.	Ort.	Name d. Brücke und Länge d. Mittelöffnung.	Bauzeit.	Material und Festigkeit der Kettenglieder.
I.	Budapest	Alte Kettenbrücke 202m.	1839—49	Schweisseisen 33—35 kg/mm ²
II.	„	Dtto. Reconstruirt.	1913—15	Carbon-Stahl 49—56 „
III.	„	Erzsébet-Brücke. 290 m.	1899—903	„ 50—55 „
IV.	New York	Blackwellisland-Brücke ⁵⁾ 326 m.	1903—908	Nickel-Stahl 60—67 „
V.	Quebec	St. Lorenz-Strom- Brücke ⁶⁾ 550 m.	1911—17	Nickel Stahl 60—70 „

3. DIE EPOCHE DES NICKELSTAHLS

Mit dem Erbauen der Erzsébet-Brücke in Budapest kam die Verwendung des Carbonstahls in Brückenconstructions zum Stillstand. In Amerika entstand, in Verbindung mit dem Entwurf der drei neuen East-River-Brücken, die Notwendigkeit für ein Stahlmaterial von noch besserer Qualität. Dieses Material wurde, auf Grund der von Waddel u. Webster ⁷⁾ im Jahre 1902. begonnenen Versuchen, im Nickelstahl gefunden.

Die Kettenglieder (eye bars) der Zuggurte der in den Jahren 1903—08. erbauten Blackwell-island-Brücke wurden schon aus 3.25% Nickel enthaltendem Martinstahl hergestellt, dessen Festigkeit 70 kg, ausgeglüht 60 kg, Streckgrenze 39 kg, resp. 34 kg, Arbeitzahl $A = \sigma \times \lambda = 1125$ war.

Die Versteifungsträger der in den Jahren 1906—909. erbauten Manhattan-

Brücke wurden auch aus Nickelstahl hergestellt, dessen Festigkeit 60—67 kg., Streckgrenze 38 kg. u. Arbeitzahl 1125 ausmachte.

In Deutschland begann im Jahre 1908., auf Anregung des Dr. Bohny ⁸⁾, die „Gutehoffnungs-Hütte“ zuerst sich mit der Herstellung des Nickelstahls zu beschäftigen. Der durch sie hergestellte Stahl enthielt 2—2.25% Nickel, seine Festigkeit war mit 56—65 kg, Streckgrenze 35 kg, Dehnung 18%, Contraction mit 40% angegeben. Im Jahre 1910 baute man in Deutschland die ersten Nickelstahl-Brücken ⁸⁾ u. zw. die Oberhausen-Dorstener Eisenbahnbrücke, die Fährenbrücke in Kiel u. die Überbrückung des „Rhein-Herne-Kanal“ bei Dortmund; im selben Zeitpunkt stellte die Firma Krupp die Überbrückung der Segeroth-Strasse ⁹⁾ in Essen aus Chrom-Nickelstahl her.

Die Verwendung des Nickelstahls nahm nun in Deutschland grössere Dimensionen an, aber einer weiteren Verbreitung machte der Weltkrieg ein Ende. Die letzte deutsche Nickelstahl-Brücke war die in den Jahren 1913—15. erbaute zweite Strassenbrücke über den Rhein in Köln ¹⁰⁾. Die Versteifungsträger und Kettenbleche dieser Brücke wurden aus einem Nickelstahl hergestellt, der nur schon 0.8—1.1% Nickel u. 0.5% Chrom enthielt und dessen Festigkeits-Bedingungen der „Gutehoffnungs-Hütte“-Qualität entsprachen.

4. VORVERSUCHE ANLÄSSLICH DES UMBAUES DER BUDAPESTER KETTENBRÜCKE

Da die in den Jahren 1839—49. vom englischen Ingenieur W. T. Clark erbaute Kettenbrücke den Ansprüchen der neueren Zeit betreffs der Tragfähigkeit und Steifigkeit nicht entsprach, wurde in den 80-iger Jahren eine Commission entsendet, deren Aufgabe es war, die Kettenbrücke hinsichtlich ihrer Construction u. Festigkeit zu untersuchen. Diese Untersuchung führte zu dem Resultat, dass die Eisenconstruction der Brücke vollständig zu erneuern ist, aber nur in solcher Zeitfolge, dass der Verkehr der Hauptstadt nicht gelähmt werde, was zur Vorbedingung den vorherigen Erbau der geplanten zwei neuen Donaubrücken hatte.

Diese Vorbedingung ging mit dem Erbauen der Erzsébet-Brücke in Erfüllung und so wurde der Umbau der Kettenbrücke fällig.

Da zu dieser Zeit die Resultate, die mit dem Nickelstahl in Amerika erzielt wurden, schon bekannt waren, so war vor allem die Frage zu entscheiden, ob die Eisenconstruction — wie bei der Erzsébet-Brücke — aus Carbonstahl oder aus Nickelstahl herzustellen sei.

Zwecks der Entscheidung wurde, auf Grund eines vom Verfasser ausgearbeiteten Programms, in den Jahren 1909—1910 eine Serie von ausführlichen Vergleichsversuchen mit Flusseisen, zweierlei Carbonstahl- u. viererlei Nickelstahl-Materialien durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung u. Festigkeits-Werte der untersuchten Materiale sind in Tabelle II. angeführt.

TAB. II. *Qualität der Materiale bei den diósgyörer Versuchen*

Chemische Analyse

	Materiale	C%	Mn.	Si.	Ni.	P.	S.	Cu.
Versuche v. J. 1909								
A	Flusseisen	0.103	0.77	0.06	—	0.013	0.058	0.099
B	Carbonstahl	0.225	1.15	0.13	—	0.017	0.043	0.084
C	Nickelstahl	0.149	1.01	0.09	3.70	0.015	0.035	0.067
D	Nickelstahl	0.187	1.02	0.18	4.16	0.013	0.046	0.067
E	Flusseisen-Niete	0.150	0.49	0.04	—	0.010	0.047	0.118
F	Nickelstahl-Niete	0.176	0.95	0.20	2.83	0.019	0.045	0.120
Versuche v. J. 1910								
G	Carbonstahl	0.124	1.24	0.23	—	0.018	0.031	—
H	Nickelstahl	0.140	0.85	0.17	1.85	0.018	0.020	—

Festigkeits-Eigenschaften

	Materiale	Festigkeit kg/cm ²	Streck- grenze σ_s	$\left(\frac{\sigma_s}{\sigma}\right)\%$	Dehnung $\lambda\%$	Contraction C%
Versuche v. J. 1909						
A	Flusseisen	3970	2520	63	29.8	64
B	Carbonstahl	5270	3250	62	25	60
C	Nickelstahl	5890	3930	67	21	57
D	Nickelstahl	6760	4000	59	17	48
E	Flusseisen-Niete	3970	2880	72	29.3	68
F	Nickelstahl-Niete	5950	4060	68	21.7	56
Versuche v. J. 1910						
G	Carbonstahl	5100	3380	66	26.8	64
H	Nickelstahl	5000	3470	70	26.2	60

Im Rahmen dieser Versuche wurden — ausser den üblichen ZerreiBproben — mit geglühten- und gehärteten-, kalt geschmiedeten-, weiters gelochten- u. gebohrten Stäben ZerreiB- und Biegeversuche, mit genieteten Laschenstössen ZerreiBversuche, weiters mit genieteten Trägern Schlag- u. Biegeproben durchgeführt; ausserdem wurde auch noch die Einwirkung des Schneidens durch die Schere auf das Material und das dadurch bedingte Mass der Abarbeitung studiert.

Das Resultat der im Jahre 1909 beendeten Versuche war, dass Carbonstahl und Nickelstahl, betreffs der meisten Anforderungen, gleichwertig sind und dass der beim Stahl durch höheren Nickelgehalt erzielbare Festigkeit-zuwachs, — wenn nicht von der Überbrückung aussergewöhnlich grosser Öffnungen die Rede ist — mit der Verteuerung des Materials nicht im Verhältnis steht.

Um in der Sache ganz klar zu sehen, wurden 1910 die Versuche wiederholt und zwar mit einem Carbonstahl von 50 kg Festigkeit, bezeichnet mit „G“ und mit einem ebensolch festen, mit „H“ bezeichneten Nickelstahl, der aber nur 1.85% Nickel enthielt.

Das Resultat war neuerdings, dass beide Materiale vollständig gleichwertig sind, da in manchen Beziehungen der Carbonstahl, andern Anforderungen gegenüber wieder der Nickelstahl sich etwas vorteilhafter verhielt; hingegen die Querproben-Ergebnisse zeugten dafür, dass der Nickelstahl in dieser Richtung wesentlich schlechter ist. Die Schlussfolgerung der Versuche war, dass bei einer Festigkeit zwischen 50- bis 60 kg die Verwendung des Nickelstahls nicht begründet ist.

Bemerkung. Die Resultate obiger Versuche wurden nicht veröffentlicht, nur einzelne Hauptdaten wurden durch Korányi I ¹¹⁾ in seiner, in der Zeitschrift „Technika“ erschienenen Studie bekannt gemacht.

5. DIE ERNEUERUNG DER EISENCONSTRUCTION DER BUDAPESTER KETTENBRÜCKE

Auf Grund der Resultate der oberwähnten Versuche wurde der kostspieligere Nickelstahl ausgeschaltet und als Material für die Ketten und Versteifungsträger ein, dem bei der Erzsébet-Brücke verwendeten Stahl ähnlicher Carbonstahl vorgeschrieben, dessen Festigkeit mit 49—56 kg, minim. Dehnung in der Längenrichtung mit 20%, in der Querrichtung mit 15% festgesetzt wurde. Der Umbau wurde in den Jahren 1913—15. durchgeführt. Die neue Eisenconstruction stellte die budapester Staats-Maschinenfabrik her, die Eisenmateriale lieferte das staatl. Eisenwerk in Diósgyőr. Letzteres Werk fabrizierte auch die Ketten, mit denselben Arbeitsmaschinen, welche bei der Erzeugung der Ketten der Erzsébet-Brücke in Verwendung standen.

Die Resultate der Zerreißproben der ämtlichen Übernahme sind, statistisch ausgearbeitet, in den Tabellen III und IV enthalten; in der Tabelle V sind die Durchschnitt-Resultate der bei der Erzsébet- und Kettenbrücke verwendeten Materiale verglichen.

TAB. III. *Durchschnitt-Resultate der mit dem Stahlmaterial der Ketten der budapester Kettenbrücke ausgeführten Zerreißproben*

Anzahl der Proben.		Festigkeit σ kg/cm ²	Streckgrenze σ_s		Verhältnis $\left(\frac{\sigma_s}{\sigma}\right)$ %		Dehnung λ %		Contraction C %		Arbeitszahl $A = \sigma \times \lambda$		
	⊥			⊥		⊥		⊥		⊥		⊥	
12	29	4900—5000	2790	2860	56	58	Messlänge $l = 9\sqrt{F}$	23.8	22.3	43	36	1180	1100
56	121	5000—5100	2920	2920	58	58		23.9	21.4	48	34	1200	1080
132	175	5100—5200	2920	2960	57	57		24.2	21.5	46	36	1250	1110
148	180	5200—5300	2960	2980	56	57		24.1	21.2	48	37	1260	1110
168	125	5300—5400	2990	2990	56	56		24.1	20.9	50	36	1290	1120
143	44	5400—5500	2990	3010	55	55		23.8	20.5	49	33	1300	1115
41	13	5500—5600	3020	3020	46	54		22.7	20.1	45	31	1260	1115
2	—	5600—5700	3020	—	53	—		21.2	—	43	—	1200	—
			⊥	Hauptmittelwerte									
702	687	5290	5210	2960	2960	56	57	23.9	21.2	48	35	1260	1100

TAB. IV. *Die Resultate der mit dem Stahlmaterial der Versteifungsträger der Kettenbrücke ausgeführten Zerreißproben*

Anzahl	Festigkeit kg/cm ²	σ_s	$\left(\frac{\sigma_s}{\sigma}\right)$ %	λ %	C %	$A = \sigma \times \lambda$	
2	4900—5000	3070	62	Messlänge $l = 10\sqrt{F}$	25.0	52	1240
16	5000—5100	3020	60		26.1	54	1302
39	5100—5200	3040	59		24.4	53	1260
40	5200—5300	3040	58		25.0	53	1310
42	5300—5400	3080	58		24.1	51	1290
14	5400—5500	3080	56		23.5	52	1280
2	5500—5600	3050	55		22.5	53	1250
Hauptmittelwerte							
155	5250	3050	58	24.5	53	1290	

TAB. V. Vergleich der Kettenmateriale der budapester Erzsébet- und Kettenbrücke.

a) Chemische Zusammensetzung

Name.	C %	Mn.	Si.	P.	S.
Erzsébet-Brücke	0.14	0.95	0.18	—	—
Kettenbrücke.	0.28	0.94	0.13	0.034	0.052

b) Festigkeitseigenschaften

Name	Bleekdicke	Richtung	Festigkeit kg/cm ²	Dehnung %	Contraction %
Erzsébet-Brücke	25 m/m		5200	23	48
		⊥	5150	20	30
Kettenbrücke.	29 m/m		5290	24	48
		⊥	5210	21	35

6. DIE ÖSTERREICHISCHEN VERSUCHE VOM JAHRE 1913

Beim Projectieren des Umbaues der Wiener Donaubrücken tauchte dasselbe Problem auf, wie in Ungarn beim Umbau der Kettenbrücke, nämlich, ob Carbonstahl oder Nickelstahl zu verwenden sei.

Zur Lösung dieser Frage schuf das „Ministerium für öffentliche Arbeiten“ eine Studien-Commission, unter Leitung des Ministerialrates K. Haberkalt. Diese Commission bewerkstelligte den oberwähnten ungarischen Versuchen ähnliche, aber in vielen Hinsichten noch ausführlichere Vergleichungsversuche mit Flusseisen, fünferlei Nickelstahl und achterlei Carbonstahl ¹²⁾. Diese Versuche wurden im 1913., also 4 Jahre nach den ungarischen Versuchen, durchgeführt.

Die Qualität der untersuchten Materiale ist aus Tab. VI. ersichtlich.

TAB. VI. *Qualität der Materiale der österreichischen Versuche*

Chemische Zusammensetzung

Material	% C	Mn	Ni	Si
5 Sort. Nickelstahl	0.15—0.25	0.70—1.10	1.4—2.5	0.14—0.25
8 „ Carbonstahl	0.18—0.37	1.02—1.36	—	0.10—0.24
1 „ Flusseisen	0.13	0.65	—	0.01

Festigkeits-eigenschaften

Material	σ kg/mm ²	σ_s	λ %	C %	A = $\sigma \times \lambda$
5 Sort. Nickelstahl	51—62	36—41	20—25	45—54	1240—1370
8 „ Carbonstahl	58—69	36—54	18—25	42—54	1240—1440
1 „ Flusseisen	39	25	34	61	1340

Die Schlussfolgerung dieser sehr gründlich durchgeführten Versuche und Studien war, dass aus Carbonstahl — bis zu einer Festigkeit von 65 kg. — ein, allen Anforderungen entsprechendes Construction-Material herstellbar ist, infolgedessen die Commission — obzwar sie die gleichmässige Qualität des Nickelstahls anerkannte — für die Benützung eines Carbonstahls mit 55—65 kg. Festigkeit Stellung nahm.

Weiterhin setzte die Commission fest, dass bei dem zu Constructionen verwendeten Carbonstahl nicht ratsam sei mit der Festigkeit über 65 kg und beim Nietmaterial über 60 kg hinauszugehen.

Auf Grund dieser Resultate wurde die Construction der Kagraner Alte Donauarm-Brücke ¹³⁾ während des Weltkrieges schon aus Carbonstahl hergestellt, für den die Bedingungen

$$\sigma = 55—65 \text{ kg. } \sigma_s = 35 \text{ kg. } \lambda = 20—17\%. \quad A = 1120$$

vorgeschrieben waren.

Die österreichischen, wie auch die ungarischen Versuche führten also zu der Schlussfolgerung, dass bei der Wahl einer nicht allzu hoch bemessenen Festigkeit, anstatt des teureren Nickelstahls, die Verwendung des Carbonstahls begründet ist.

7. DIE NEUERE EPOCHE DES CARBONSTAHLS

Infolge des hohen Nickelpreises — wenigstens unter den europäischen Verhältnissen — stellt sich der Einheitspreis einer Nickelstahl-Construction bedeutend

höher, als beim Flusseisen; aber trotzdem sind — weil die grössere Festigkeit höhere Beanspruchungen erlaubt — bedeutende Gewicht —, also auch Kostenersparnisse erzielbar. Dem Carbonstahl gegenüber ist dies nicht mehr der Fall, da selber, bei der gleichen Festigkeit, billiger ist als Nickelstahl, so dass die Verwendung von Nickelstahl heutzutage nur bei der Wahl eines Materials mit besonders hoher Festigkeit am Platze ist.

Da nun sowohl die ungarischen, wie auch die österreichischen Versuche zu dem Endresultat führten, dass — bei nicht allzu grosser Festigkeit — beide Materiale gleichwertig sind, aber der Carbonstahl billiger ist, so wurde die neue Eisenconstruction der budapester Kettenbrücke, wie auch diejenige der Wiener Donauarm-Brücke aus Carbonstahl erzeugt.

Auch in Deutschland wurden noch in den letzten Friedensjahren einige Carbonstahl-Brücken erbaut, so die Strassendrehbrücke bei Rendsburg (1913)¹⁴⁾ und die Brücke über den Kaiser Wilhelm-Kanal bei Hochdonn u. s. Bei den zur Ausführung gelangten Nickelstahl-Brücken versuchte man das teure Nickel teilweise durch Chrom zu ersetzen, so bei der Construction der Überbrückung der Sege-roth-Strasse in Essen und bei der zweiten Strassenbrücke über den Rhein in Köln.

Die nach dem Weltkriege eingetretene wirtschaftliche Krise machte — wenigstens in Europa — den Gebrauch des Nickels noch mehr unrentabel, hingegen forderte das Bestreben nach Sparsamkeit die Benützung von Constructions-Materialien mit je grösserer Festigkeit.

Die deutschen Reichsbahnen, durch das Sparsamkeit-Bestreben geleitet, erhöhten in den 1922. erschienen „Vorläufige Vorschriften für Eisenbauwerke“ nicht nur die bisher bei Flusseisen-Constructionen erlaubten Beanspruchungs-Grenzen, sondern bewilligten prinzipiell die Benützung von Stählen mit grösserer Festigkeit und zwar derart, dass die erlaubte Beanspruchung im Verhältnis zur höheren Streckgrenze erhöht werden kann.

Da infolge der Besetzung des Ruhrgebietes der grösste Teil der deutschen Martinwerke aus der Production ausgeschaltet war, so erschien erst 1924. die Firma Linke-Hoffmann-Lauchhammer A.G. in Riesa¹⁵⁾ am Markte, mit einem „L.H.L. Stahl“ benannten, neuen Material und machte den Reichsbahnen den Vorschlag für die Lieferung eines solchen Carbonstahls, dessen Durchschnitt-Qualität 55 kg Festigkeit, 34 kg Streckgrenze und 23% Dehnung wäre.

Die Reichsbahnen nahmen das angebotene Material zur Benützung an und auf Grund dessen erschienen im Febr. 1925. die endgültigen „Vorschriften für Eisenbauwerke aus Stahl 48“. Die endgültige Vorschrift gibt für $\sigma = 48-58$ kg, $\lambda = 18\%$, $\sigma_s = 31.2$ kg an, welcher letzterer Grenzwert späterhin auf $\sigma_s = 29$ kg, gemildert wurde.

Die deutsche Vorschrift hat die Inanspruchnahme für Flusseisen zu 1400, für Stahl „48“ zu 1820 kg/cm² — also zu 58% der Streckgrenze — bestimmt.

Aber nicht nur in Europa, sondern auch in dem, von wirtschaftlichen Krisen verschont gebliebenen Amerika fing an die Benützung des Carbonstahls in den Vordergrund zu treten.

So wurde während des Weltkrieges, in den Jahren 1914—16. die Hell-Gate-Brücke ¹⁶⁾ erbaut, aus deren Eisenconstruction der Nickelstahl vollständig ausgeschaltet und die Hauptträger aus Carbonstahl hergestellt wurden, für welchen $\sigma = 46\text{—}54$ kg. $\sigma_s = 26.7$ kg. und $A = \sigma \times \lambda = 980$ vorgeschrieben war.

Bei der, nach dem Weltkriege, in den Jahren 1923—26 erbauten Delaware-Brücke ¹⁷⁾ in Philadelphia ist Nickelstahl nur in den Gurtungen der Versteifungsträger eingebaut, die Diagonalen sind aus Siliciumstahl mit 63 kg Festigkeit und 38 kg Streckgrenze hergestellt; die übrigen Constructionsteile bestehen aus „mediumsteel“.

8. DIE UNGARISCHE UND DEUTSCHE CARBONSTAHL-STATISTIK.

Die deutschen Reichsbahnen benützen den „Stahl 48“ in grösserem Masstabe seit 1925. Die im ersten Jahre bei der Übernahme des Materials erzielten Resultate wurden, statistisch ausgearbeit, von Dr. Kommerell ¹⁸⁾ unter dem Titel „Ein Jahr hochwertiger Baustahl, Stahl 48“ veröffentlicht; die Endresultate dieser Statistik sind in Tab. VII enthalten.

Die Tab. VIII enthält, einen Vergleich bietend, die Endresultate der ungarischen und deutschen Carbonstahl-Statistik und zw. Rücksicht nehmend auf den Umstand, dass nach den ungarischen Vorschriften die Dehnung beim Kettenmaterial sich auf $1 = 9\sqrt{F}$, beim übrigen Material $1 = 10\sqrt{F}$, hingegen nach den deutschen Vorschriften auf $1 = 11.3\sqrt{F}$ Messlänge bezieht. Um die Vergleichung der Daten auf derselben Basis zu ermöglichen, sind die ungarischen Dehnungszahlen, auf Grund der zur Verfügung stehenden empirischen Daten, auf die deutsche Messlänge umgerechnet worden.

TAB. VII. Daten der deutschen Reichsbahnen vom J. 1925.

Dr. Kommerell: „Ein Jahr hochwertiger Baustahl „St. 48“. (Bauingenieur 1925)

Stückzahl	Richtung		Festigkeit σ	Streck- grenze σ_s	$\left(\frac{\sigma_s}{\sigma}\right)\%$	Dehnung $\lambda\%$	Contract. C %	Gütezah $\sigma + \lambda$	Arbeit $\sigma \times \lambda$
1500	länges	Grenzen	48—58 ¹⁾	30—40 ²⁾	53—77	18—30	35—60	68—80	—
		Mittel	53.5	34	63.5	22.8	51.8	76.5	1220
400	quer	Grenzen	50—58	30—40	53—77	18—28 ³⁾	35—56 ⁴⁾	66—81	—
		Mittel	51.2	34.4	63.5	20.7	44.2	74.7	1120

Bemerkungen. ¹⁾ Bei 25 Stück $\sigma < 48$. ²⁾ Bei 31 Stück $\sigma_s < 30$. ³⁾ Bei 24 St. $\lambda = 8\text{—}17\%$; darunter 23 St. Breitereisen (Universaleisen) und nur 1 St. Blech.

⁴⁾ Bei 33 St. war $C < 35\%$

TAB. VIII. Vergleich zwischen der ungarischen und deutschen Carbonstahl-Statistik

Benennung		σ	σ_s	$\left(\frac{\sigma_s}{\sigma}\right)\%$	$\lambda\%$	C%	$A = \sigma \times \lambda$
Kettenbrücke, Kettenmaterial . . .	Längs- richtung	5290	2960	56	22.7	47.7	1200
„ Versteifungsträger . . .		5250	3050	58	23.8	52.6	1250
Strassenbrücken 1926/27		5390	3270	60.6	22.2	46.9	1200
Deutscher „Stahl 48“		5350	3400	63.5	22.8	51.8	1220
Kettenbrücke, Kettenmaterial . . .	Quer- richtung	5210	2960	56.8	20.3	35.4	1060
„ Versteifungsträger . . .		5190	3070	59.3	21.6	39.8	1120
Deutscher „Stahl 48“		5420	3440	63.5	20.7	44.2	1120

Wie ersichtlich, sind die Durchschnitt-Resultate des ungarischen und deutschen Carbonstahls beinahe vollständig identisch, nur die Streckgrenze des deutschen Materials liegt höher, was zur Ursache hat, dass in den früheren ungarischen Bedingungen der Minimalwert der Streckgrenze noch nicht vorgeschrieben war.

9. UNGARISCHE VERHÄLTNISSE. DER CARBONSTAHL-AUSSCHUSS

Infolge des Verlustes des grössten Teiles der Eisenerz-Lager verschlimmerten sich nach dem Kriege die Fabrications-Verhältnisse immer mehr, was sich vor allem bei der Streckgrenze zeigte, die in Friedenszeiten auf 2400—2500 stehend, nun auf 1900—2000 kg heruntersank. Unter solchen Verhältnissen konnte man an die Herstellung eines mit höherer Festigkeit und Streckgrenze ausgestatteten Carbonstahls nicht denken.

Nach dem Aufhören der rumänischen Besetzung, war in den Jahren 1920—24 auf dem Gebiet des Brückenbaues die Hauptleistung die Herstellung der gesprengten neun Theiss-Brücken. Die Herstellung der Constructionen wurde natürlich noch mit Flusseisen vorgenommen.

Nach dem Kriege war der erste, grössere Neubau die Eisenconstruction der Szamos-Brücke bei Matolcs, mit 3×45 m. Spannweite, die in den Jahren 1924—25 aus einem härteren Flusseisen, hergestellt wurde, wo $\sigma = 40—48$ kg, $\sigma_s = 23$ kg, $\lambda = 25—21\%$ vorgeschrieben und zugleich eine mit 10% höhere Beanspruchung gestattet war, als bei dem normalen Flusseisen.

Da sich inzwischen die Fabrikations-Verhältnisse besserten, so erachtete das „Ministerium für Handel“ am Anfang d. J. 1926 den Zeitpunkt zur Einführung des Carbonmanganstahls, als Constructionen-Material, für gekommen und entsendete zur Erledigung der Vorarbeiten und Festsetzung der bezughabenden Bestimmungen einen Ausschuss.

Die Aufgabe dieses Ausschusses war Vorschläge zu machen betreffs der Qualität, Bearbeitungsart und zulässigen Beanspruchungen des zu Constructionen verwend-

eten Stahlmaterials und zugleich betreffs der Erhöhung der bisher bewilligten Beanspruchungen in Flusseisenconstructions.

Mit der Ausarbeitung der Vorschläge und zwar auf Grund der durch ihn eingeleiteten und durchgeführten Versuche und Studien, wurde Verfasser betraut.

Nach der Zusammenfassung des bezüglichen statistischen und literarischen Materials, erbrachte der Ausschuss den Beschluss, dass mit Rücksicht auf die veränderten Fabrication-Verhältnisse, die mit Flusseisen und Carbonstahl in den Jahren 1909—10 durch Verfasser angestellten und oben mitgeteilten Versuche zu wiederholen sind.

Diese Versuche wurden nach einem, durch Verfasser ausgearbeiteten Programm in Fluss gesetzt und stehen jetzt vor der Beendigung.

10. DIE UNGARISCHE „VORLÄUFIGE VORSCHRIFTEN FÜR DIE LIEFERUNG VON BRÜCKENCONSTRUCTIONS AUS CARBONSTAHL“

Mittlerweile wurden 1926 die Eisenconstructions einiger Strassenbrücken und zwar die Maros-Brücke bei Makó (4×28 m), die obere Hafenbrücke bei der Csepel-Insel (2×48 m) aus Carbonstahl mit 50—58 kg Festigkeit erzeugt; die Construction der Kleine-Donau-Brücke bei Győr (Öffnungen $16 + 80 + 16$ m) wird derzeit verfertigt.

Auf Grund der Erfahrungen die bei obigen Brücken, bei der Erzeugung der Eisenconstructions der in 1913—15 umgebauten Kettenbrücke und bei den oberwähnten Versuchen gemacht wurden, bestimmte der Ausschuss die vorläufige Vorschriften zur Fabrikation von Carbonstahlconstructions. Diese Vorschriften, durch das Ministerium provisorisch angenommen, sind betreffs der Eisenconstructions der in den Jahren 1927—28 zu erbauenden Theiss-Brücke bei Tiszaugh ($50 + 100 + 100 + 50$ m) schon in Geltung getreten.

Die Hauptbestimmungen des provisorischen Reglements sind:

A. Carbonstahl-Constructions

Qualität des Materials.

Constructionmaterial:	Festigkeit 49—58 kg, Streckgrenze 29 kg. Dehnung 20—18%, Querrichtung 18—16%
Stahlnieten-Material:	Festigkeit 45—53 kg, Streckgrenze 27 kg. Dehnung 25—21%.

Beanspruchungen.

In der Construction,	auf Zug	1700 kg/cm ² .
	„ Druck, wenn $\lambda = \frac{l}{i} < 100$	1700—0'10 λ^2
	„ Druck, wenn $\lambda > 100$	$\frac{7.000.000}{\lambda^2}$
In Stahlnieten	auf Abscherung	1300 kg/cm ²
	„ Lochleibungs-Druck	3900 kg/cm ²

B. Flusseisen-Constructionen

Qualität des Materials: Die bisherigen Bedingungen, ergänzt mit der Bestimmung, dass der Minimalwert der *Streckgrenze* sei

bei Constructionmaterial	24 kg/mm ²
bei Nietmaterial	23 kg/mm ²

Beanspruchungen.

In der Construction, auf Zug

anstatt der bisherigen 1200	1400 kg/cm ²
auf Druck $\lambda < 100$	1400—0.07 λ^2
$\lambda > 100$	$\frac{7.000.000}{\lambda^2}$

In Nieten

auf Abscherung	1100 kg/cm ²
„ Lochleibung	3200 kg/cm ²

11. DIE FRAGE DER STAHLNIETE

Bei den bisher in Ungarn erzeugten Stahlconstructions wurden Nieten aus Flusseisen benützt, ebenso wie bei den aus Stahl erbauten Versteifungsträgern der Kettenbrücke und mit solchen Nieten ist auch die Stahl-construction der Theissbrücke bei Tiszaugh entworfen. Nur allein die Stahlconstruction der Kleine-Donaubrücke bei Györ — die jetzt im Bau ist — wird zum ersten Mal, versuchsweise, mit Stahlnieten hergestellt.

Der Carbonstahl-Ausschuss nahm in sein Programm, vergleichende Versuche mit Flusseisen- und Stahlnieten anzustellen und zwar sowohl im Laboratorium, wie auch in der Werkstätte; die letzteren sollen gelegentlich der Fabrikation der Theissbrücke bei Tiszaugh durchgeführt werden.

Solch vergleichende Versuche wurden letztere Zeit im Laboratorium der deutschen Reichsbahnen¹⁹⁾ durchgeführt, wie auch in den Werkstätten der schweizerischen Bundesbahnen²⁰⁾; aber die Resultate derselben sind bisher noch nicht veröffentlicht worden.

12. DER SILICIUM-BAUSTAHL

Kaum, dass die deutschen Reichsbahnen den Carbonstahl, „Stahl 48“, für allgemeinen Gebrauch im Brückenbau einführten und die Brückenverordnung von 1925 erschien, gab die berliner Firma „J. C. Freund“ Kunde von der Entdeckung des „F Stahl“²¹⁾, welches Material bei 53 kg Festigkeit, eine Streckgrenze von 47

kg, also 88% und dabei eine dem weichen Flusseisen entsprechende Dehnung von 27% und 63% Contraction aufwies.

Aus den weiteren Mitteilungen ergab sich, dass hier eigentlich von einem Mangan-Silicium-Stahl die Rede ist, welcher in einem Bosshardt-schen Spezial-Ofen hergestellt wurde.

Mit dem neuen Material wurden ausgedehnte Versuche angestellt, von welchen, unter anderen, die Versuche in Dresden²²⁾, in Zürich²⁰⁾ und in Düsseldorf²³⁾ zu erwähnen sind.

Aus den bezüglichen Mitteilungen ergibt sich, dass der Hauptvorteil des Silicium-Zusatzes in dem besteht, dass zur Erreichung ein- und derselben Festigkeit viel weniger Carbongehalt erforderlich ist, als bei dem bisherigen Carbon-Manganstahl, und aus diesem Grunde dieses neue Material einesteils die Dehnung und Contraction des Flusseisens erreicht, weiters, auch infolge des geringen Carbongehaltes, dem Härten gegenüber weniger empfindlich ist.

Es sind aber auch Nachteile vorhanden. So ist die Lunker-Bildung beim Siliciumstahl eine bedeutend grössere und nach einzelnen Beobachtungen treten fein zerstreute kleine Blasen oder Einschlüsse in grösserem Masse auf, als bei dem Carbonstahl.

Die Resultate der oberwähnten, ausführlichen Untersuchungen erreichten nicht, betreffs der Festigkeitseigenschaften, die zuerst veröffentlichten glänzende Resultate. Aber sie bewiesen, dass das neue Material, auch in grösseren Mengen hergestellt, sowohl betreffs der Streckgrenze, wie auch hinsichtlich der Dehnung, den Carbonstahl bedeutend überflügelt und dass es sogar im Martin-Ofen, in derselben guten Qualität, herstellbar ist.

Die deutschen Reichsbahnen bestellten daraufhin fünf Brücken-Constructionen aus Siliciumstahl und gaben schon im December 1926, die „Vorläufige Vorschriften für die Lieferung von Eisenbauwerken aus Silicium-Baustahl“²⁴⁾ heraus, in welchen bei 48 kg minimaler Festigkeit, 36 kg minimale Streckgrenze und 20% Dehnung vorgeschrieben ist; wobei die erlaubte Beanspruchung mit 2100 kg/cm², also mit 15% höher, als die bei dem „Stahl 48“ bewilligte, festgesetzt wurde.

Bei der amtlichen Übernahme des zuerst von der dortmunder Union²⁵⁾ gelieferten Brückenmaterials ergaben die Proben solche Resultate, welche den Vorschriften nicht nur entsprachen, sondern selbe sogar wesentlich überflügelten.

In dem Siliciumstahl steht also ein Baumaterial zur Verfügung, welches nicht nur von besserer Qualität ist, als Carbonstahl, sondern infolge der höher gelegenen Streckgrenze und mit dieser im Verhältnis erlaubten höheren Beanspruchung, zugleich auch wirtschaftlicher ist. Sobald die Eisenwerke auf das neue Material vollständig eingearbeitet sein werden, wird der Siliciumstahl den Carbonstahl (Stahl 48) voraussichtlich gänzlich verdrängen.

Auch in Österreich hat man schon Siliciumstahl zu Brücken-Constructionen verwendet, so zu der im vorigen Jahre erbauten Schlachthausbrücke bei Graz²⁶⁾, für welche eine Festigkeit von 55—65 kg und Arbeitzahl $A = 1200$, für die Nieten aber eine Festigkeit von 50—60 kg vorgeschrieben war.

Aus Grund der ausländischen Erfahrungen erstreckte der ungarische „Carbonstahl-Ausschuss“ seine Studien auch auf den Siliciumstahl. Die ungarischen Eisenwerke haben bisher schon einige Silicium-Chargen abgegossen; da aber die Versuche erst im Anfangsstadium sind, so ist ein Bericht über das Resultat derselben noch nicht am Platze.

DISKUSSION

DR. J. BARTEL, Budapest

Wollen Sie mir gestatten anschliessend an den Bericht des Herrn Dr. Gallik einige Mitteilungen zu machen, welche auf die Qualität und die Fabrikation des in Ungarn erzeugten Siliciumstahles Bezug haben.

Die Rimamurány Salgótarjaner Eisenwerke A.G. in Budapest hat in ihrem Stahlwerke in Ozd bereits im Frühjahr 1926 die Erzeugung von Siliciumstahl in 30 t. Martinofen in Angriff genommen und seither für Konstruktionswerkstätten und Maschinenfabriken Lieferungen bewerkstelligt. Es wurden folgende Qualitätsziffern erzielt.

Charge Nr.	Chemische Analyse			Zugversuch			Profil
	C	Mn	Si	Zugfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchdehnung %	
5551	0,15	0,82	0,90	57,3	37,6	23,0	Blech v. 11 mm. Dicke
1926				55,0	41,8	22,0	U Eisen 150 × 65 mm.
6949	0,14	0,77	1,06	55,2	40,6	25,2	in Walzrichtung
1927				54,8	38,6	21,6	senkrecht zur Walzrichtung
							Blech v. 10 mm. Dicke

Auch wurde für die Donaubrücke bei Győr Nieteisen aus Siliciumstahl geliefert und zwar laut amtlichen Abnahmeprotokoll in folgender Qualität:

Charge Nr.	Chemische Analyse			Zugversuch			Profil
	C	Mh	Si	Zug- festigkeit kg/mm ²	Streck- grenze kg/mm ²	Bruch- dehnung %	
4953	0,10	0,59	0,55	48,0	36,4	28,4	Nieteisen 25,5 mm. Ø
1927				49,2	33,9	30,0	
6678	0,10	0,49	0,72	47,8	36,1	30,0	Nieteisen 15,5 mm. Ø
1927				48,0	35,0	30,6	„ 17,5
				47,9	34,9	31,1	„ 19,5
				47,7	35,1	30,5	„ 21,5

Es sei bemerkt, dass von der Behörde für dieses Nieteisen bloß Carbonstahl mit 45—53 kg. Festigkeit 25—31% Dehnung und 27 kg. Fließgrenze vorgeschrieben war, das Eisenwerk es aber vorgezogen hatte für diesen Zweck Siliciumstahl zu liefern. Es liegt also von Seite der ungarischen Eisenwerke kein Hindernis vor Siliciumstahl für den Brückenbau zu verwenden.

Prof. P. WELICHOW, Moscou

fait alors une communication sur le problème en question en Russie.

Quelques usines métallurgiques, notamment celle de Moscou et celle de Kaulebaki (Kolomna) ont entrepris des essais en échelle industrielle, et ils ont réussi à obtenir par simple procédé Martin de l'acier au Silicium, avec 0,10—0,15 de C., et 0,9—1,0 de Si, donnant la Résistance 50—60 kg/mm², la limite d'élasticité apparente 40—42 kg/mm², et l'allongement supérieur de 22% à l'échantillon de 10 diamètres de longueur. On a bien résolu en Russie à remplacer l'acier doux par l'acier dur et l'acier au Silicium dans différentes constructions, notamment celles des ponts et des constructions civiles, en admettant pour l'acier dur ordinaire 25% d'augmentation des efforts intérieurs admis et pour l'acier au Silicium 50%. Quelques projets, faits en Russie, ont démontré que la diminution du poids des constructions pour l'acier au Silicium est moindre que 50% et n'atteint pour les constructions des dimensions courantes que 30%. Mais comme le prix de l'acier au Silicium doit être supérieur à celui de l'acier ordinaire de 18—20%, il faut attendre l'économie pour 15—18% au plus.

Il faut encore étudier la question de la fatigue prématurée de l'acier dur et au Silicium, et la rigidité inférieure des constructions du dit acier, due aux dimensions restreintes de ces constructions.

Maintenant on procède à construire un pont de l'acier au Silicium de portée de 80 mètres, et les expériences spéciales, qui seront organisées pour l'étude du travail

du dit pont, donneront des résultats, qui pourront montrer les voies, qu'il faut prendre en ce problème.

Professor Dr. Ing. GEHLER, Dresden

Vor etwa 40 Jahren wurde auf Grund der Versuche meines Amtsvorgängers Professor Mehrrens und des Direktors Kintztlé, Rothe-Erde-Aachen, das *Flusseisen* in Deutschland eingeführt, unser heutiger Baustahl St. 37, mit einer Streckgrenze von im Mittel 24 kg/mm^2 , womit sein Siegeslauf durch die Welt begann. Seit etwa 20 Jahren sind wir bestrebt, einen hochwertigen Brückenbaustahl zu finden. Durch das Zusammenarbeiten des *Dresdner Versuchs- und Materialprüfungsamtes* unter meiner Leitung und des *Lauchhammer-Werkes Riesa* unter Führung von Direktor H. Koppenberg gelang es 1924 nach vierjährigen Versuchen, das Optimum eines hochgekohlten Baustahles mit etwa $0,35\%$ C-Gehalt herauszubringen, des sogen. St. 48 mit 48 bis 58 kg/mm^2 Festigkeit, 31 kg/mm^2 Streckgrenze und 18% Mindestbruchdehnung. Dieser vorzügliche Baustoff wurde nun im Bereiche der deutschen Reichsbahn durch Reichsbahndirektor Dr. Schaper eingeführt und bei zahlreichen Brückenbauten verwendet. Die grosse Rheinbrücke bei Duisburg-Hochfeld z. B. hätte in St. 37 4 Millionen Mark gekostet, während in St. 48 die Baukosten rd. 3 Millionen Mark betragen, sodass durch Verwendung des neuen Baustoffes an diesem Bauwerk allein 1 Million Mark gespart worden sind. Dieser geldliche Erfolg ist zugleich ein beredtes Beispiel für die Bedeutung der Werkstoffkunde und auch ein äusseres Zeichen des Wertes unserer heutigen internationalen Gemeinschaftsarbeit, die der Erforschung und Prüfung des Materiales gilt.

Der neue *Siliciumstahl* ist seit Anfang 1926 bei einer Anzahl von Brücken der deutschen Reichsbahn vorgesehen und angewendet worden bei einer Festigkeit von 48 bis 58 kg/mm^2 , einer Streckgrenze von 36 kg/mm^2 und einer Mindestbruchdehnung von 20% und zwar sowohl im sogenannten Bosshardt-Ofen wie im Martin-Ofen. Bei St' 48 beträgt die Erhöhung der zulässigen Beanspruchung gegen über St. 37 (im Verhältnis der Streckgrenzen) 30% , bei Si-Stahl dagegen 50% . Der Bosshardt-Ofen der Firma Freund A.-G., Berlin mit nur 2 t. Fassungsraum war zweifellos der Schrittmacher dieses neuen Baustahles. Seit Januar 1927 ist ein 10 t Ofen dieser Bauart im Lauchhammer-Werk Gröditz bei Riesa in Betrieb.

Der amerikanische High-Silicon-Steel hat etwa den C-Gehalt unseres St. 48 und einen etwa gleich hohen Si-Gehalt vom $0,35\%$.

In der Entwicklung der Baustähle waren wir achtlos an der heute errungenen Erkenntnis vorübergegangen, dass der Si-Gehalt unbedenklich dann stark erhöht werden kann, wenn gleichzeitig der C-Gehalt niedrig bleibt (z. B. wie beim Fluss-eisen auf $0,13\%$). Die unter Leitung von Professor Dr. Schwinnung und mir in unseren Dresdner Instituten durchgeführten Versuche, die die Reichsbahn zur Förderung des Siliciumstahles aus dem Bosshardt-Ofen veranlasste, ergaben unter

anderem als empfehlenswerten Si-Gehalt 0,7 bis 1,0%. Überraschend waren vor allem die glänzenden Ergebnisse der Kaltbiegeprobe, und der hohen Bruchdehnung von in der Mitte etwa 24%. Da aber auf diesem Gebiete noch einige wichtige Fragen gründlicher Erforschung bedürfen, wie z. B. der Einfluss der Selbsthärtung beim Nietvorgang und die Bedeutung der Schwingungen und Erschütterungen für den Bestand unserer Brücken, empfehle ich dringend, keinesfalls über die Streckgrenze von 40 kg/mm² und 1,0% Si-Gehalt hinauszugehen. Der Grundsatz unserer weiteren Arbeit auf diesem wichtigen Gebiete muss m. E. folgender sein: Sich mit dem bisher Erreichten grundsätzlich zu begnügen, es durch weitere Forschung zu vertiefen und das Ziel anzustreben, einen einheitlichen hochwertigsten Baustahl im Eisenbau einzuführen mit den genannten Festigkeitszahlen, einer Streckgrenze von 36 kg/mm² und einer Mindestbruchdehnung von 20%, gleichgültig nach welchem Verfahren dieser Baustoff gewonnen wird.

Prof. Dr. M. Roš, Zürich

macht dann einige Mitteilungen über Siliciumstahl, welche die Untersuchungen der Eidg. Materialprüfungsanstalt Zürich über Knicken betreffen.

Das Ergebnis ist folgendes: Im Bereich Euler verhält sich infolge gleichen Elastizitätsmodulus E der Si-Stahl nicht anders als gewöhnlicher Konstruktionsstahl St. N. oder St. 48.

Im Bereich der Fließgrenze, dem plastischen Bereich, erhöht sich die Knickfestigkeit im Verhältnis der höheren Fließgrenze des Si-Stahles. Der Fließgrenze, die noch starke Schwankungen zeigt, ist daher, mit Rücksicht auf die Sicherheit der Bauwerke, die grösste Beachtung zu schenken. Die meisten Einstürze im Konstruktionsbau in Eisen sind auf ungenügende Knicksicherheit zurückzuführen.

QUELLEN

1. W. RITTER, Der Brückebau in den Vereinigten Staaten. Zürich 1895.
- F. NOVÁK, Az amerikai közúti hidak. Magyar Mérnök-és Ép. Egylet Közlönye 1906.
2. TAVERNIER, Annales des Ponts et Chaussées. 1893. T. II. 349.
3. BARKHAUSEN, Die Forth-Brücke. Berlin 1889.
4. J. SEEFELNER, Herstellung d. Kettenglieder für die Schwurplatzbrücke in Budapest. Z. V. D. I. 1900. 558—592; und: Congrès international des methodes d'essai des matériaux. Paris 1900. T. II. 321.
5. M. HECKEL, Die Blackwellinsel-Brücke. Der Eisenbau 1910.
6. Department of railways and canals, Canada. The Quebec-bridge. Ottawa. 1919.
7. American society of civil Engineers. Proceedings 1908. Sept. und: Stahl und Eisen. 1909.
8. F. BOHNY, Die Verwendung von Nickelstahl im Brückenbau. Der Eisenbau. 1911. 79.
9. Die Bautechnik. 1925. S. 22.

10. Zeitschrift d. Vereins Deutscher Ingenieure 1920. S. 613, 667.
11. I. KORÁNYI, Az acél alkalmazása a hidépítészetben. Technika 1925 és 1926.
12. K. HABERKALT, Neuere Versuche mit hochwertigem Eisen. Österreich. Wochenschrift f. öff. Baudienst 1924.
13. Österreich. Wochenschrift f. öff. Baudienst 1919. S. 26.
14. Centralblatt d. Bauverwaltung 1914. 361.
15. Der Bauingenieur 1924. S. 522.
16. MÜLLENHOF, Die Bogenbrücke über das Hell-Gate. Bauingenieur 1923.
17. W. SCHACHENMEIER, Die Delawarebrücke. Bautechnik 1926. S. 838.
18. DR. KOMMERELL, Ein Jahr hochwertiger Baustahl. Bauingenieur 1925.
19. DR. KOMMERELL, Erfahrungen mit Stahl 48 und Si-Stahl. Bautechnik 1926. Heft 46.
20. PROF. D. M. ROŠ, Der neue F. Stahl. Zürich 1926.
21. DR. SCHAPER, Ein neuer deutscher Stahl. Bautechnik 1925. Heft 45.
22. DR. SCHAPER, Der F. Stahl. Bauingenieur 1925. 844. Bautechnik 1926. Heft 17.
23. Die Eigenschaften hochsilicium-haltigen Baustahls. Stahl u. Eisen 1926. S. 493 u. Bauingenieur 1926. S. 426.
24. Vorläufige Vorschriften f. Silicium Baustahl. Bauingenieur 1927. Heft. 5.
25. J. MEISER, Silicium-Baustahl aus dem Martin-Ofen. Stahl u. Eisen 1927. S. 446.
26. SCHANZER, Zeitschrift d. Österr. Arch. u. Ing. Verein 1927. Heft 9/10.

THE CORROSION RESISTANT FERROUS ALLOYS

by

JOHN A. MATHEWS, PH. D., SC. D.¹⁾

A few months ago in New York, during a conference on corrosion as affecting the petroleum industry, the annual cost of corrosion was estimated to be in excess of \$ 100,000,000. Others have attempted to estimate the world's loss from the same cause and the figures are so stupendous that we cannot comprehend them. They remind us of distances discussed by astronomers. A prominent American chemist more recently stated that the cost of corrosion added one cent per gallon to the price of gasoline. We can understand that — almost every American buys gasoline. That statement makes us think; it impresses the ordinary man; it produces editorial comment in the leading papers. The *New York Times* treated it seriously but the burden of its remarks was that the solution of the problem lay entirely before us and there was no intimation of what had happened during the past decade or more.

Twenty-five years ago industry was feeling its way with high speed steel. It was very expensive and was thought to be limited in its application to roughing operations, notably lathe tools. It was not believed that it would be used for taps and drills, punches and dies and for hot-work tools as in rivet and bolt machines, but time has revealed that not only is its use extremely economical for such purposes but it has revolutionized machine shop practice and equipment and has done more than anything else to make possible large quantity production in many lines. Can you imagine Mr. Ford either making eight thousand automobiles per day without high speed steel, or, if he could, what would be the cost?

In 1912, at the last meeting of the International Society for Testing Materials, non-corrosive steels were not discussed; there may have been some discussion of protective coatings. At about that time, however, was the beginning of non-corrosive steels. Brearley in England, B. Strauss in Germany and Elwood Haynes in the United States were attacking the problem from various angles as regards the production of alloys, followed little later by Maurer, Monypenny, C. M. Johnson, Becket and Armstrong, while numerous workers in all lands were studying the fundamentals of the problem from the physico-chemical aspects — Guertler, Friend, Evans, Hatfield, Speller and many others.

¹⁾ Read at the Congress by Mr. E. C. Bain:

It may be in order to mention that Michael Faraday was one of the earliest makers of alloy steels (1821) and one of the avowed purposes of his investigations was to produce a tarnishless alloy for metallic mirrors or reflectors, and between his day and nearly a century that passed before his idea was finally accomplished, many observations were recorded upon the effect of alloy additions upon the corrosion of iron by Berthier, Mallet, Gruner, Monnartz and Hadfield.

The author has upon several occasions called these facts to the attention of technical men and believes that to these pioneers much credit is due in anticipating present needs of industry. The materials have been available for at least a decade to solve many of the most pressing problems of the chemical, petroleum, refrigeration and other industries, but these industries have not availed themselves of these discoveries nearly as rapidly as might have been expected in view of the voluminous literature on the subject of corrosion.

With reference to non-corrosive alloys, we are now at the same place that machine shops were as regards high speed steel twenty-five years ago and we may expect very rapid progress in regard to the use of non-corrosive steels in the near future. As with high speed steels, so with non-corrosive steels — it is largely a question of first cost which has prevented their use and it will only be a short time until they demonstrate that their use is economical. Replacements, renewals and shut-downs in plants are very expensive and in many cases may be greatly reduced or entirely prevented by the use of corrosion-resistant products, either ferrous or non-ferrous.

In a highly sulphurous mine, the pump shafts were renewed every four or five weeks. A shaft of nickel-chromium-silicon steel was bought at about six times the cost of an ordinary shaft. It is now running for the fifth year and has a beautiful polished surface which prevents the wearing of the packing. In packing costs alone it has more than justified its first cost, as well as by the saving in time and cost of stoppages; and besides all this it has run over fifty times as long as the ordinary shaft. Such results are not „expensive”.

Probably the first corrosion resisting ferrous alloys commercially used were the ferro-nickels of from 25 to 40 per cent. nickel, with which the name of Dr. Guillaume will always be associated because of his exhaustive investigations of their physical properties. The simple chromium steels next came into prominence, then the austenitic chromium nickels and the nickel-chromium-silicon steels of Johnson. These are the three important elements to be considered, but in addition, copper, molybdenum, tungsten and cobalt have a place as special additions for special purposes, particularly in connection with heat-resisting qualities.

Innumerable combinations have appeared in a very short time. It is now generally recognized that no one composition will answer all purposes. We cannot expect that all the myriad conditions of corrosion due to organic and inorganic acids and their salts and their mixtures in all degrees of concentration and at widely different temperatures can be met by a single alloy. We do not make axles, gears, springs, crank-shafts and valves from a single type analysis. The cause of corrosion

resistance has in fact suffered much from expecting too much from a single alloy. This was in part due to ignorance and inexperience and over-enthusiasm upon the part of the makers of these products and also because of the difficulty of coordinating laboratory tests with complex commercial conditions, — conditions frequently imperfectly known or only partially stated.

The corrosion resistance features of the different types of alloys are pretty well known and much data is available as to their mechanical properties. There are two types of application which may be noted; first, those involving ordinary temperatures only, or, say up to the boiling temperatures. Second, high temperature uses up to possibly 1000 to 1100° C. In the latter case strength at high temperatures, resistance to scaling, and deformation or change of shape upon alternate heating and cooling are of importance. Engineering data in regard to mechanical properties at elevated temperatures are not as complete as we might desire and unfortunately much of it is of uncertain value due to the difficulty of making such tests and particularly because the prior condition of the alloy has not been noted. For instance, in the case of austenitic steels, it is important to know the initial condition of the steel prior to the high temperature tensile test. It might be expected that very different results would be obtained if a natural hot rolled bar, or the same after annealing or after fully softening by quenching from a high temperature, were tested. It would seem to be wise, for example, if properties at 800° C. were desired that the hot rolled material be put through one or more heating and cooling cycles up to 850° C. This does not seem to have to be done in all cases, or at least many published tests do not make clear that such a procedure had been adopted. In general, it may be considered that for temperatures above 600° C. the austenitic chromium-nickel, or chromium-nickel-silicon steels are from two to three times as strong as the ordinary metals, such as iron or nickel, or the simple chromium alloys. Below 600° C. many of the ordinary engineering alloys are even stronger than the austenitic steels. The latter however, are characterized by more uniform properties over a much wider range of temperature than any pearlytic alloys, and the absence of transformation points, with sudden changes of properties which occur at such points, makes them of especial interest where a wide range of temperature is involved, — in some cases from that of liquid air to a bright red heat.

The wide variety of non-corrosive steels now being offered may be classified as follows:

1. Those that harden by quenching, and
2. Those that do not harden by quenching.

We might make the classification still simpler by saying (1) those that harden by quenching, and (2) those that soften by quenching. Of course there is a border line or fringe of compositions which may possess some of both qualities under limited conditions of treatment. I have seen a steel so perfectly balanced on this border line that in its natural condition, as rolled, the outside of a one inch bar was soft and the inside hard, and there was quite a sharp line of demarcation in between. The hardness at the centre was more than twice as great as at the surface, as meas-

ured by the Rockwell test. This border line of products do not include, however, the commercial products now available to solve the problems of industry.

Let us examine the products of these two classes:

First: Hardenable Non-Corrosive Steels. This group, practically speaking, includes only the products known in America as Stainless Iron and Stainless Steel. The names have a special significance and should be limited in their use to the straight chromium alloys. The use of the terms "iron" and "steel" to designate two leading types is quite arbitrary; nevertheless, this usage has now acquired a trade significance that it is well to recognize and thus avoid confusion. Needless to say, both of them are "steels", but the term Stainless Iron is limited to a product 0.12 carbon or lower, and usually containing from 12.0 to 14.0 % chromium. This is the commercial Stainless Iron, even though it is sometimes sold under identifying brand names.

As to the specific field of usefulness of Stainless Iron, it may be noted that there are many engineering requirements where it is desirable to couple non-corrosive features with good mechanical properties. This alloy, notwithstanding its very low carbon content, responds very well to heat treatment, and furthermore, after hardening it retains its high physical properties up to relatively high temperatures. This gives it valuable properties for use up to moderately high operating temperatures, such as are met in steam-boiler, valve or turbine applications. After quenching a 0.10 carbon Stainless Iron from 950° C., it may then be tempered up to 500° C. and not fall below:

135,000 — Yield Point
 160,000 — Ultimate Strength
 17.5 % — Elongation in 2 inches
 55 % — Reduction in Area
 325 — Brinell

These are very good properties for engineering requirements in a material that is practically unaffected by atmospheric or salt water corrosion, or by nitric acid, alkalis and many other chemicals. By further tempering its corrosion resistance is affected but slightly, if at all, while it acquires greatly increased toughness and resistance to shock with only a moderate sacrifice in elastic properties. For many uses Stainless Iron does not require heat treatment at all, but to take advantage of its desirable physical properties heat treatment is recommended. It should at least be normalized and it should always be used if possible with a ground, smooth machined, white pickled or polished surface. The better the surface, the better its resistance to attack. Cooled in air from 950° C. we may expect approximately the following properties:

140,000 — Yield Point
 160,000 — Ultimate Strength
 12.0% — Elongation in 2 inches
 35.0% — Reduction in Area
 300 — Brinell

Material such as this has found a large use in turbine blading, valve parts, pump rods, cooking utensils and even for roofing material.

When still greater hardness is needed, as in table cutlery, pocket-knife blades, springs of certain types, and various tools and dies, also for balls, a high carbon product known as Stainless Steel is used. It has the same chromium content and usually carries from 0.30 to 0.40 % carbon. This steel differs from Stainless Iron in that hardening and polishing are necessary to promote good stainless qualities. In other words, its stainlessness is vastly better when the carbides are in solution but once in solution it may still be tempered up to 500° C. without serious decrease in stainlessness. Its initial hardness as quenched may vary considerably by variation in the hardening temperatures between the range of 900 and 1050° C. and it retains its hardness remarkably well until tempered beyond 500° C., above which it softens very quickly. At a 500° tempering we still have a steel of 200,000 pounds tensile strength with fair ductility. Generally, a hardening temperature of about 950° C. is desirable.

With both the iron and the steel, increasing the chromium content above about 14.0 % causes a decrease in hardening capacity with some gain in stainlessness under severe conditions. Conversely, with chromium content at about 12.0 %, raising the carbon above 0.40 % does little good so far as increasing initial hardness is concerned, and the higher carbons, after tempering at, say 500° C., may be softer than the lower carbons for the same degree of tempering and decidedly less stainless. If greater hardness than normal 0.30 % carbon yields is necessary, one must use a steel in which both carbon and chromium are increased.

In both stainless iron and steel we frequently find small additions of silicon, pickel, copper, molybdenum, etc. added for some specific purpose. The normal products are quite strongly magnetic, fairly high in electrical resistance, especially if quenched, and possess a coefficient of expansion slightly less than ordinary steel. They may be welded with considerable care, as the welding temperature may produce very great grain growth and the material at the weld has a tendency to air harden and to become very brittle. When ability to harden and to obtain high physical properties are desirable, our choice is practically limited to Stainless Iron and Stainless Steel.

Second: Unhardenable, Non-Corrosive Steels: Before the advent of the modern steels, containing chromium, we had only the high nickel steels, usually low in carbon and containing from 25.0 to 35.0 % nickel. These are quite stable so far as atmospheric corrosion is concerned and toward sulphuric and hydrochloric acid conditions are much better than chromium steels but are by no means free from attack. They are, however, many times as resistant as ordinary steels.

As was intimated under the section on hardenable steels, the chromium steels lose this property as the chromium increases, and from about 16 to 30 % chromium with low carbon, we have a series of very resistant alloys, soft and ductile, but weak in shock resistance. They fill a very useful field, when neither great strength nor hardness is necessary and where great resistance to nitric acid and many chem-

icals is needed. These alloys also may contain small additions of silicon or copper.

The most interesting members of the unhardenable alloys are those containing sufficient of both chromium and nickel to become naturally austenitic. The addition of notable amounts of silicon, usually from two to three per cent., was found by the investigations of Mr. C. M. Johnson to bring about a considerable improvement as regards many conditions of corrosion and resistance to high temperatures and scaling. The good qualities of both the chromium and the nickel alloys are preserved in the austenitic chromium-nickel alloys and the silicon addition still further enhances them, and improves the welding qualities as well as resistance to scaling and some kinds of corrosion. For the most part they are totally non-magnetic; their electrical resistance is high; to oxygen and hydrogen sulphide at 500° C. for many hours they are perfectly resistant; some of them form no detachable scale in an oxidizing atmosphere above 1100° C. A chemical manufacturer reports that 25 % nitric acid at 50° C. attacks them at a rate which would require one thousand years to consume a one inch plate, while with sulphuric acid of 80 % and upward they might last only one-fourth as long!

Tests might be continued indefinitely but the writer has already discussed at considerable length the peculiar properties of these austenitic alloys in the Henry M. Howe lecture ¹⁾ for 1925, and in an address before the Engineering Foundation ²⁾ in 1926. In many respects they are the antitheses of the ordinary carbon or alloy steels. For instance, a coarse grain in them implies ductility and not brittleness, and for this reason their elongation increases and their hardness decreases with ascending quenching temperatures up to 1200 to 1250° C.

It may be considered that there are now available, ferrous alloys of the hardenable or unhardenable types to perfectly or almost perfectly meet every condition of corrosion except that due to hydrochloric acid or aqua regia. Even when not totally non-corrosive they may be several hundred times as resistant as the carbon or medium alloy steels.

The resistance of these alloys to scaling has been referred to. Quite as remarkable as their resistance to corrosion is the display of great strength at elevated temperatures of the austenitic steels. In this property the chromium-nickel austenitic steels far exceed those of either high chromium or high nickel, while these simpler alloys are far superior to ordinary steels. By way of illustration it may be stated that a 0.25 Carbon plate steel will show about 65,000 lbs. breaking strength at ordinary temperatures; some of the austenitic steels will possess about that breaking strength at 700° C. This is all the more remarkable when we reflect that carbon steel suffers a great falling off in strength at above 200° C.; the medium alloy steels at 300 to 350° C. and stainless steel at about 475° C. To put it another way, at 700° C. certain austenitic steels are two to three times as strong as stainless iron, pure nickel, monel metal and other metals frequently referred to as high tempera-

¹⁾ Austenite and Austenitic Steels. Trans. A. D. M. and M. E., (1925). Vol. 71. p. 568.

²⁾ Present Tendencies in Engineering Materials. "Mechanical Engineering." (1926).

ture metals, while the strength of carbon steel at 700° C. is practically negligible.

I have tried to give you a classification and a broad survey of the properties of these newer products of the metallurgists, without burdening you with figures and detail. What I want to emphasize in closing is the need of cooperation between the users and producers. It is particularly necessary to define and describe operating conditions with the greatest care. When you try to do so you may find you lack much information about your own processes that it would be valuable for you to have. Sometimes slight changes in conditions totally change reactions. For example, certain metals are quite readily attacked by dilute sulphuric acid, but the action ceases when a very moderate amount of ferric or cupric sulphate is present. Pure aqueous solutions of citric, lactic and acetic acids will attack certain metals that will perfectly resist them in the same strengths when present in lemon juice, sour milk or vinegar, respectively.

It will take the closest cooperation between industry and the steel makers, if we are to avoid costly experiments and mistakes, due to misapplications and a lack of complete understanding of the problem. Some of us have been studying these fascinating alloys intensively for years and the more one has studied them the more one realizes what still remains to be done.

The corrosion problems of industry are not incapable of solution, but the more users tell steel makers about their troubles and the more carefully and accurately they present them, the sooner will solutions be forthcoming.

We, makers and consumers, have a mutual interest in solving corrosion problems for the ultimate good of those whom we all serve — the general public, and in carrying forward the progress of conservation of natural resources.

DISCUSSION

E. C. BAIN and M. A. GROSSMANN

It is a pleasure to discuss this paper by Dr. Mathews, in which he has given such a clear classification of the stainless and rustless materials.

He had divided them into two groups, those which can be hardened by heat treatment, and those which cannot. This division is indeed not only of scientific interest, but is of great industrial importance.

The first group, the hardenable series, with approximately 14 % chromium, has itself been divided by him into two groups or divisions. Both divisions, the one with 0,12 % carbon, and the other with 0,35 % carbon, have already been discussed quite fully by Dr. Mathews.

The other large group, that which contains the alloys which cannot be hardened, can also be conveniently divided under two headings. One division is non-hardenable, because it always remains as alpha iron, while the other division is non-hardenable, because it is always gamma iron or austenite.

Those which are always alpha iron are those with high chromium, from 17 to 25 % chromium, but with no nickel. These quantities of chromium are so great,

that the critical point for the formation of gamma iron has been caused to disappear, in other words, austenite does not form, when the alloy is heated even to high temperatures. These alloys, sometimes known as the chrome irons, have achieved some popularity, because they are readily fabricated, and because they are intermediate in price, that is not so expensive as the austenitic ones. Neither are they so rust-resistant as the latter. But their ready fabrication has given them application in sheets and in boiler tubes. A brittleness, which they may at times exhibit, can be avoided by good temperature control during the rolling and manufacturing operations.

Those non-hardenable alloys, which always remain as gamma iron are acquiring wide application because of a superior rust resistance. This is increasing its use in spite of a higher cost and in spite also of a somewhat increased difficulty of fabrication. The difficulty in fabrication lies largely in the fact, that it hardens by cold work. It has this property of hardening by cold work in common with the other austenitic materials, as exemplified in the extreme form in Hadfield's well-known 14 % manganese steel. These minor disadvantages are not preventing a very considerable expansion in the use of the valuable austenitic rustless alloys.

Dr. Mathews long experience in the fine steel industry has enabled him to present with special clarity this new development in ferrous alloys.

A. MICHEL, Unieux

Le but de cette intervention est de signaler les travaux en cours effectués par M. J. Cournot, chef du Laboratoire de Métallurgie au Cons. des A. et M. à Paris, sur le procédé américain dit de „Parkerizing”, procédé consistant à recouvrir une pièce d'acier d'une couche protectrice extrêmement mince, par plongée pendant $1\frac{1}{2}$ h. environ dans une solution très chaude de phosphates complexes de Fe et de Mn. M. Cournot a fait des essais de corrosion dans ces bains variés, en comparant la résistance des pièces parkérisées à celle de pièces ayant subi des traitements parfaitement connus: les pièces parkérisées ont tenu comme les pièces galvanisées, mieux que les pièces étamées, infiniment mieux que les pièces nickelées, mieux que les pièces peintes au minimum ou shérardisées.

La pellicule de protection est extrêmement adhérente, car il n'y a pas seulement recouvrement, mais pénétration; elle est de l'ordre de quelques microns d'épaisseur, c'est à dire négligeable. Elle ne résiste probablement pas à l'oxydation avec températures élevées; cependant à 900° , pour les tuyaux d'échappement des automobiles, il semble bien y avoir protection.

Cette mode de protection ne prend que sur les alliages ferreux.

POTENTIALMESSUNGEN AN NICHTROSTENDEN STÄHLEN

von

H. STÄGER,
Baden (Schweiz)

Die nichtrostenden Stähle unterscheiden sich je nach der Zusammensetzung und dem kristallinen Aufbau in martensitische und austenitische. Die für die Eigenschaft der Rostfreiheit ausschlaggebenden Legierungsbestandteile sind Chrom und Nickel. Durch das Chrom soll der Stahl passive Eigenschaften erhalten, die durch einen Nickelzusatz noch verbessert werden können, während aber Nickel allein keine Passivität erzeugen kann. Die Stähle, die ein martensitisches Gefüge zeigen, weisen einen mittleren Chromgehalt von 13—15 % auf, bei geringen Nickelgehalten. Die zur austenitischen Gruppe gehörenden Legierungen enthalten dagegen 18—25 % Chrom und einen mittleren Nickelgehalt. Als Maschinenbaustoffe, vor allem für rostsichere Dampfturbinenschaufeln, werden hauptsächlich Vertreter der martensitischen Chromstähle verwendet.

Die Ursache der Passivität der rostfreien Stähle ist erst in letzter Zeit infolge der zunehmenden Wichtigkeit dieser Legierungen genauer untersucht worden. Tammann und Scotter haben in ihren Untersuchungen über das elektrochemische Verhalten der Legierungen des Eisens mit Chrom nachgewiesen, dass diese Legierungsreihe sich dadurch auszeichnet, dass die Stähle mit mehr als 15 % Chrom von selbst passiv werden. Die Grenze der spontanen Passivierung liegt innerhalb der eisenreichen Mischkristallreihe. Sie haben nachgewiesen, dass die Legierungen mit 0,1—15% Chrom sich von den chromreicheren dadurch unterscheiden, dass die ersteren, sowohl nach anodischer als nach kathodischer Polarisierung bald ein ziemlich unedles Potential von ungefähr — 0,2 bis — 0,3 Volt annehmen. Die Legierungen dagegen mit 20—100 % Chrom werden nach kathodischer Polarisierung schnell und sehr erheblich edler, während nach anodischer Polarisierung ihre Verunedelung nicht bedeutend ist, die Potentiale streben sowohl nach kathodischer als anodischer Behandlung einem Grenzwerte zu. Die Legierungen mit 10 und 15 % Chrom sollen sich also im wesentlichen verhalten wie reines Eisen, während diejenigen mit 20% Chrom und mehr sich wie Chrom verhalten. Bei den erstgenannten stellt sich nach beiden Arten der Polarisierung das unedle Eisenpotential ein, bei den chromreicheren dasjenige des passiven Chroms.

Strauss und Maurer haben gezeigt, wie bestimmte Nickelzusätze die physikalischen und chemischen Eigenschaften der Chromstähle zu verbessern vermögen. Anlässlich Rostbeständigkeitsversuche an chirurgischen Messern konnte Strauss feststellen, dass ein gehärtetes Messer aus einem 13,5 % Chromstahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,2 % sehr passiv war. Durch Einsatzhärtung der Schneide ging jedoch die Passivität verloren. Durch eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes ist es also möglich die passivierende Wirkung des Chromes aufzuheben. Um die Ursache der Passivität dieser Legierung zu erkennen, machte Strauss weiter eine grössere Untersuchung über die Potentiale und kam zu folgenden Resultaten:

Die Legierungen von Eisen, Chrom, Nickel und Kohlenstoff zeigen gegen normale Eisensulfatlösung zwei wesentlich verschiedene Potentialwerte, der eine liegt bei $-0,6$ Volt, der andere bei $+0,2$ Volt. Der erste Wert ist auch dem gewöhnlichen Flusseisen zugehörig. Der edlere Potentialwert wird bei den nicht rostenden Stählen festgestellt und liegt zwischen dem normalen Potential des Kupfers und demjenigen des Silbers. Eine genaue Grenze des die Passivierung bewirkenden Chromgehaltes kann nicht gegeben werden, da die Wärmebehandlung und die Oberflächenbeschaffenheit das Potential beeinflussen, sie liegt etwa bei 14—15 % Chrom. Durch steigenden Kohlenstoffgehalt wird die Grenze nach höheren Chromgehalten verschoben, so kann z.B. bei 15 % Chrom schon 0,8 % Kohlenstoff die dauernde Passivität aufheben. Im Zusammenhang mit dieser Untersuchung kommt Strauss zur Auffassung, dass die Passivität der Metalle nicht durch eine Sauerstoffbeladung derselben hervorgerufen werde.

Benedicks und Sundberg haben die elektrochemischen Potentiale von Kohlenstoff- und Chromstählen eingehend untersucht und sind dabei zu anderen Ergebnissen als Strauss gekommen, vor allem haben sie eine einwandfreie Methode für solche Messungen mit vollständig gasfreien Lösungen entwickelt. Sie unterscheiden, je nach dem Gasgehalt der Lösung zwischen einem Wasserstoff- und einem Sauerstoffpotential. Für die uns interessierenden Chromstähle machten sie folgende Feststellungen:

Bei ungehärteten Stählen steigt E_h (Potential gegen eine wasserstoffhaltige Lösung) beträchtlich an bei 8 % Chromgehalt, sodass das Potential niedriger ist als dasjenige von Eisen und Stahl. Mit weiter steigendem Chromgehalt fällt E_h wieder und zwar besonders stark bei einem Gehalt von 13—14 % Chrom. Bei noch grösseren Chromzusätzen nimmt E_h wieder zu. Bei konstantem Chromgehalt von 13 % fällt E_h beträchtlich mit wachsendem Kohlenstoffgehalt. Bei gehärteten Proben steigt es mit steigendem Chromgehalt. Bei konstantem Chromgehalt von 13 % in gehärtetem Zustande sinkt E_h mit wachsendem Kohlenstoffgehalt bis $-0,55$ Volt. Bei ungehärteten Stählen weist E_o (Potential gemessen gegen eine sauerstoffhaltige Lösung) auffällig konstante Werte von $+0,311$ Volt auf, welche durch Kohlenstoff- und Chromgehalt nicht beeinflusst werden. Bei gehärteten Proben ist der Wert für E_o bei Kohlenstoffgehalt von 0,04 und 0,08 % und 8 % Chrom $-0,64$ Volt und für höhere Chromgehalte etwa $+0,33$ Volt. Bei höheren Gehalten als 13 % Chrom variiert E_o zwischen $+0,275$ und $0,308$ Volt.

Für unsere Versuche haben wir eine Serie gebräuchlicher rostfreier Stähle der martensitischen Gruppe verwendet, im Vergleiche mit Flusseisen, 5-prozentigem Nickelstahl, und zwei hochlegierten Spezialstählen. Tabelle I enthält die chemischen Analysen derselben.

TABELLE I

Bezeichnung	Zusammensetzung der Stähle								
	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% Mo	% W
A	0,09	0,02	0,87	0,10	0,038	—	—	—	—
B	0,14	0,63	0,65	0,09	0,017	—	4,63	—	—
C	0,14	0,16	0,41	0,09	0,01	14,61	Spuren	—	—
D	0,47	0,16	0,39	0,05	0,011	16,36	0,06	—	—
E	0,19	0,22	0,48	0,06	0,037	15,0	1,58	—	—
F	0,20	0,51	0,54	0,07	0,028	14,62	0,56	—	—
G	0,31	0,22	0,37	0,06	0,025	18,31	0,1	—	—
K	0,20	0,23	0,48	0,05	0,025	12,66	0,16	—	—
L	0,26	0,20	0,38	0,05	0,025	15,58	0,24	—	—
N	0,34	0,79	0,38	0,04	0,01	14,42	0,14	—	—
X	0,10	0,64	—	—	—	27,46	59,53	—	—
Y	—	1,02	0,18	,080	0,039	17,84	60,56	7,57	0,46

Um einen Vergleich bezüglich der thermischen Behandlung zu ermöglichen, wurde eine Eigenschaft solcher Chromstähle ausgenützt, die unter der Bezeich-

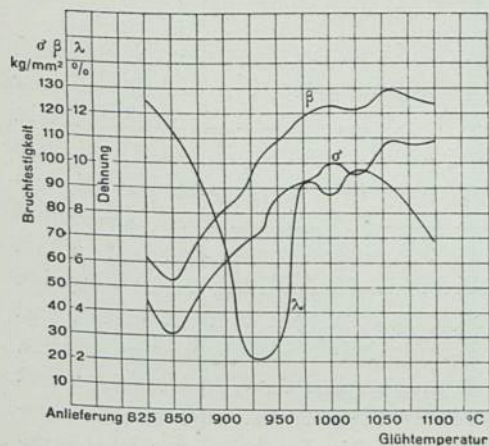


Abb. 1a

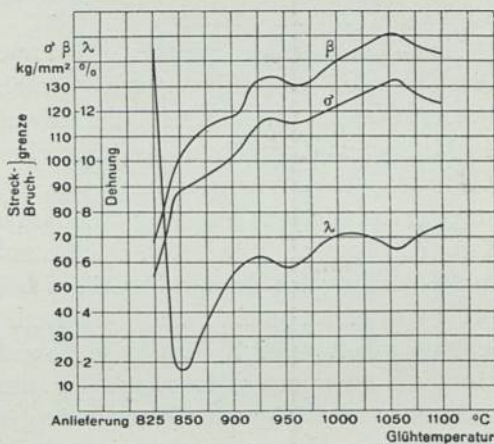


Abb. 1b

nung Lufthärtung bekannt ist. Infolge ihrer Zusammensetzung können diese Stähle bereits durch wenig beschleunigte Abkühlung an der Luft gehärtet werden. Wir sind

in der Beziehung so vorgegangen, dass wir die einzelnen Probestäbe von 825° an, bei welcher Temperatur die Lufthärtung bemerkbar wird, von 25 zu 25° eine bestimmte, für alle Proben gleichbleibende Zeit, erhitzt haben und sie dann an der Luft erkalten liessen. Die Behandlung wurde durchgeführt bis zu einer Temperatur von 1100° C. Dabei haben sich einige sehr interessante Erscheinungen gezeigt. Wenn man die Festigkeitswerte in Funktion der Härtetemperatur aufzeichnet, so kann man feststellen, dass die Dehnungswerte bei steigender Streckgrenze und Bruchfestigkeit in der Gegend von 850 bis 950° C. ein ausgesprochenes Minimum aufweisen. Bei höheren Temperaturen, über 1000° tritt noch einmal eine Abnahme der Dehnung ein. Abb. 1 zeigt 2 solche Kurven. Die strukturellen Aenderungen, die durch diese Behandlung auftreten, sind nicht derartig tiefgreifend, dass ein direkter Zusammenhang konstruiert werden könnte. Abb. 2 zeigt z.B. den Stahl E, der bei 850° und bei 1000° luftgehärtet worden ist. In beiden Fällen ist ein feinkörniges, troostit-sorbit-ähnliches Gefüge festzustellen. In Abb. 3 sind die Aufnahmen des Stahles G wiedergegeben. Es ist dies ein Stahl mit etwas höherem Chromgehalt (18 %). Aus dem Zustandsdiagramm für Chromstähle von Guillet ergibt sich, dass man sich bei dieser Zusammensetzung bereits im Gebiete der sogenannten Doppelkarbidstähle befindet. Die beiden Aufnahmen sind gemacht worden nach Härtung bei 975 und 1100° C. Es zeigt sich bei der erstgenannten Härtungstemperatur eine ganz eigenartige Gefügebildung, bei der Martensitnadeln auftreten in einer austenitähnlichen Grundmasse. Das Gefüge bei der höheren Härtungstemperatur ist ähnlich demjenigen das wir oben bei Stahl G bereits festgestellt haben. In Abb. 4 sind 2 Gefügebildungen des Stahles K wiedergegeben und zwar nach Härtung bei 900° C. beim Dehnungsminimum (2 %) und bei 1025° nachdem die Dehnung bereits wieder auf einen höheren Wert angestiegen ist (9 %). Im ersten Falle haben wir eine typische Martensit-Ausbildung und im zweiten das oben schon erwähnte troosto-sorbitische Gefüge.

Die so behandelten Stähle wurden auch zu den Potentialmessungen verwendet. Diese wurden ausgeführt gegen normale Eisensulfatlösung. Um die Lösung vor Sauerstoffaufnahme während der Messung zu schützen, wurden die Probestäbe in ein Messgefäss eingeführt, das durch einen eingeschliffenen Stopfen, durch den das Klemmenende des zu messenden Stabes durchgeführt war, verschlossen war. Die Lösung wurde für jede Messung neu hergestellt. Zum Vergleich wurde eine normal Kalomelelektrode verwendet. Der Potentialwert derselben wurde von Zeit zu Zeit durch Messung des Kupferpotentials kontrolliert; die Eisenlösung durch Vergleich mit einem genau bestimmten Flusseisen. Die Untersuchungen von Tammann und Scotter haben gezeigt, dass diese Potentiale eine zeitliche Aenderung aufweisen, wir haben daher unsere Messungen bis zum Konstantwerden der Werte durchgeführt und in den nachfolgenden Kurven dementsprechend immer Anfangs- und Endpotential auf ε_H bezogen aufgezeichnet. Die Werte sind in Funktion der Härtungstemperatur aufgetragen. Im Anschluss an die erwähnten Arbeiten von Tammann und von Benedicks wurden die Messungen in der Art und Weise ausgeführt, dass wir die luftgehärteten Probestäbe fein geschmirlgelt haben. In einer ersten Serie

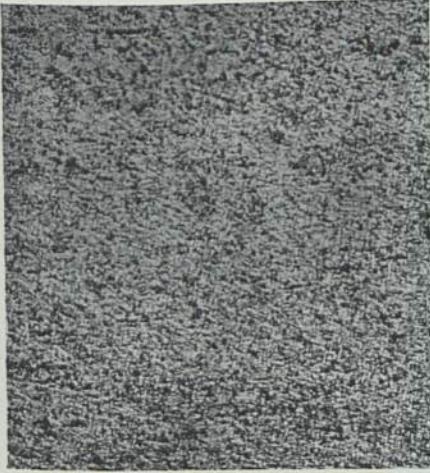


ABB. 2



ABB. 2



ABB. 3



ABB. 3

von Versuchen und zwar an je 3 Probestäben sind wir so vorgegangen, dass die Potentiale der angelieferten, mit den luftgehärteten Proben verglichen wurden. Das

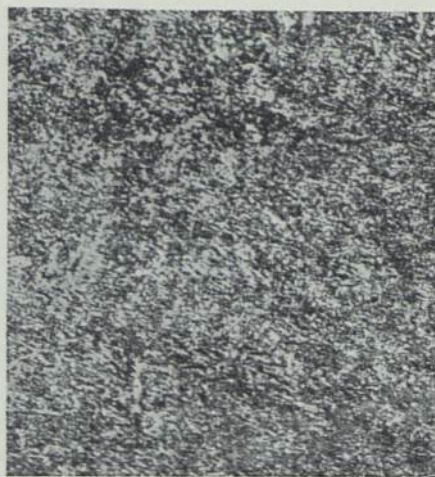


Abb. 4



Abb. 4

Material war ursprünglich in vergütetem Zustande vorhanden. Nachdem die Proben ein halbes Jahr im Exsikkator aufbewahrt waren, erfolgte eine zweite Messung.

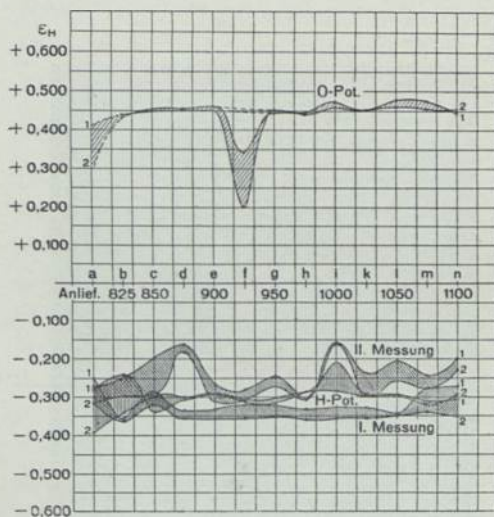


Abb. 5

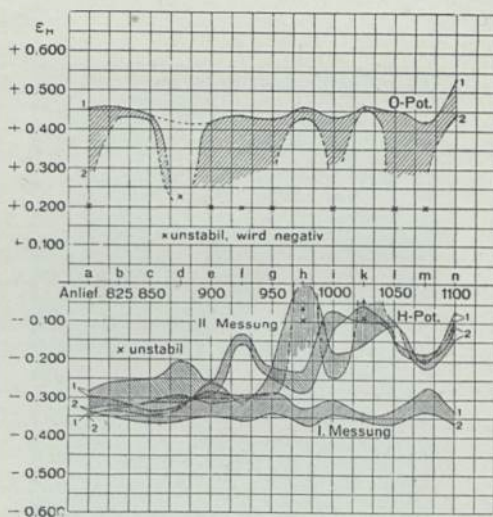


Abb. 6

Die Stäbe wurden dann weiter einer anodischen und kathodischen Polarisation unterworfen im Sinne der Tammann'schen Untersuchung. Einige charakteristische Beispiele mögen im folgenden die Ergebnisse erläutern.

In Abb. 5 sind für den Stahl C die gefundenen Werte aufgetragen. Die ersten Werte beziehen sich immer auf den Anlieferungszustand der Stähle, also auf bestimmte Festigkeitswerte vergütet. Bei allen Härtetemperaturen sind die Werte ausgesprochen negativ und haben im Verlaufe der Zeit eher die Tendenz unedler zu werden, wie aus den Linienzügen für das Anfangs- und Endpotential, die mit 1 und 2 bezeichnet sind, zu ersehen ist. Eine zweite Messung nach halbjährigem Lagern ergab durchwegs edlere Werte die aber auch wieder die Tendenz zum Unedlerwerden zeigen. Weiter ist festzustellen, dass die Potentiale nicht mehr gleichmässig sind, wie bei der ersten Messung. Durch eine Wasserstoffpolarisation tritt eine Verunedelung ein und es werden beinahe die ursprünglichen Werte erreicht. Bei der Sauerstoffpolarisation dagegen werden ausgesprochen edle Potentiale erhalten, auch ist keine starke Abhängigkeit von der Zeit festzustellen. Sehr bemerkenswert

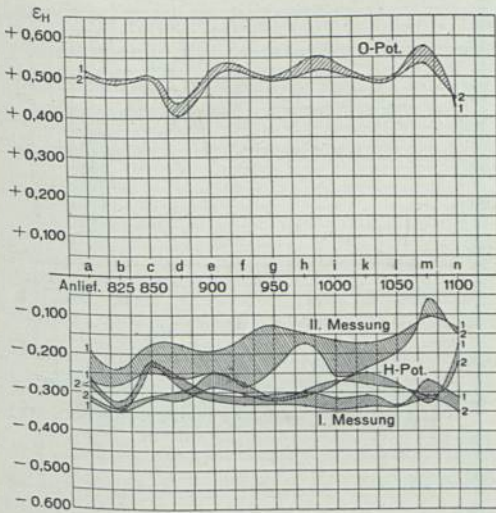


Abb. 7

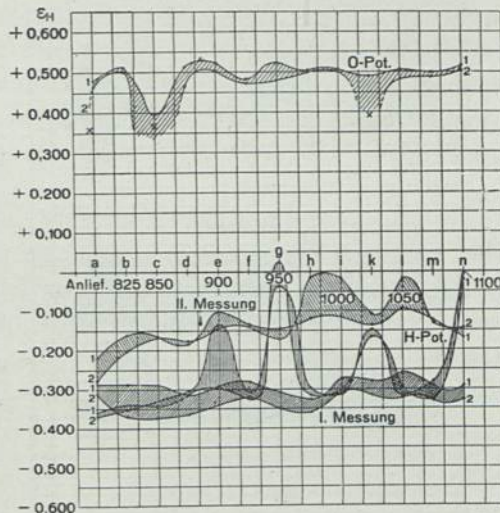


Abb. 8

ist jedoch die Unstabilität des Sauerstoffpotentials bei demjenigen Probestab, der bei 925° luftgehärtet worden ist. Dieser Punkt entspricht genau dem Dehnungsminimum in der Kurve der mechanischen Werte, wie aus dem Vergleich mit Abb. 1 a zu ersehen ist.

Das Verhalten des Stahles D der mehr Kohlenstoff und etwas mehr Chrom enthält ist in Abb. 6 dargestellt. Die Lufthärtung dieses Stahles ist ausserordentlich stark, daher sind auch die Dehnungswerte die erhalten wurden, sehr unstabil. Die zuerst gemessenen Potentiale sind wiederum ziemlich gleichmässig, ausgesprochen unedel mit einer zeitlichen Tendenz zur weiteren Verunedelung. Nach halbjährigem Lagern der Proben sind die Potentiale der bei höheren Temperaturen gehärteten Stähle wesentlich edler geworden aber auch ausserordentlich unstabil, sogar eine Wasserstoffpolarisation lässt sich kaum mehr durchführen. Auch hier sind wieder starke Schwankungen zu beobachten. Vor allem ist aber bemerkenswert, dass

durch diese Behandlung eine Verunedelung des Potentials kaum mehr eintritt. Die Sauerstoffpotentiale ergeben ebenfalls ein sehr unbeständiges Bild. An der gleichen Stelle, wo in der Dehnungskurve ein erstes Minimum auftritt, ist es auch hier wieder anzutreffen. Die Anfangspotentiale sind alle ausgesprochen edel und verhältnismässig konstant, werden aber mit der Zeit sehr unbeständig und schlagen stellenweise sogar nach negativ über. Bei dem höheren Kohlenstoffgehalt tritt eine sehr starke Lufthärtung ein, die aber scheinbar ausserordentlich unstabil ist und offenbar Veränderungen zur Folge hat, die die Sauerstoffpolarisation sehr unbeständig machen. Um den Einfluss des Nickelgehaltes zu verfolgen, können die Ergebnisse der Messungen an den Stählen E und F wiedergegeben werden, wobei der erstere ungefähr den dreifachen Nickelgehalt von F aufweist. In Abb. 7 sind die Resultate der Messungen von E aufgezeichnet. Die ursprünglich gemessenen Poten-

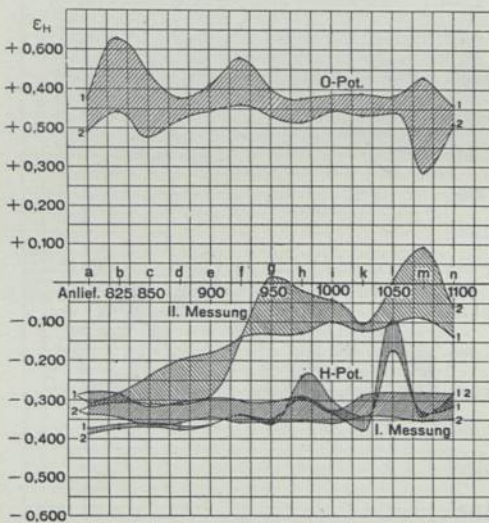


ABB. 9

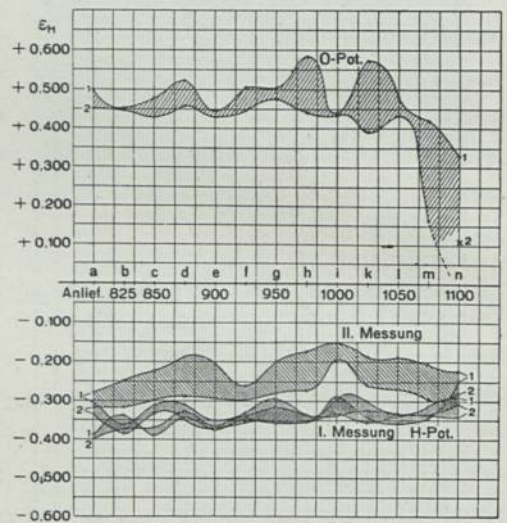


ABB. 10

tiale sind wiederum ausgesprochen negativ. Nach einer halbjährigen Lagerung ist eine auch in anderen Fällen beobachtete Veredelung eingetreten, die aber im Laufe der Zeit teilweise zurückgeht. Durch Wasserstoffpolarisation können die Werte der ersten Messung wieder erhalten werden. Die Verunedelung geht also nicht weiter als bis zu den erstmals gemessenen Potentialen. Die Sauerstoffpotentiale sind sehr beständig. Auch hier decken sich die Schwankungen wieder mit den unstabilen Teilen der Festigkeitskurven. Durch den Nickelzusatz hat der Stahl sehr stabile Eigenschaften bekommen. Dem gegenüber beobachtet man bei niederem Nickelgehalt, wie beim Stahl F ein sehr unstabiles Verhalten in jeder Beziehung. Die zweite Messung nach einem halben Jahr ergab eine wesentliche Veredelung, Die Wasserstoffpolarisation ergibt sehr unbeständige Werte. Die Verunedelung ist jedoch auch in diesem Falle wiederum nicht grösser als die Werte der ersten Messung. Die Sauerstoffpotentialkurve hat wiederum bei 850° einen ausgesprochenen Knick, d. h. für

die Anfangspotentiale eine starke Tendenz zur Verunedelung, was sich bei den bei höheren Temperaturen gehärteten Proben wiederholt (siehe Abb. 8).

Ein weiteres Beispiel soll noch angeführt werden durch Mitteilung der Werte für die Stähle G und K. Wir haben schon oben gesehen, dass bei G infolge seines höheren Chromgehaltes eine interessante Gefügeausbildung zu beobachten ist. Die Potentiale sind in Abb. 9 zusammengestellt. Die erstgemessenen Werte sind auch hier wieder ausgesprochen negativ. Bei der zweiten Messung ist bei gewissen Proben ein starkes Edlerwerden zu beobachten. Im Laufe der Zeit tritt sogar bei den bei höheren Temperaturen gehärteten Proben eine weitere Veredelung ein. Durch Wasserstoffpolarisation lassen sich die früheren Werte wieder erhalten, wobei allerdings bei höheren Härtetemperaturen eine starke Tendenz zum Edlerwerden zu beobachten ist. Die Sauerstoffpotentiale sind sehr stabil. Auch bei diesem höheren Chromgehalt ist also noch kein edles Potential festzustellen, ohne Polarisation, dagegen ist eine starke Tendenz zur Veredelung vorhanden und eine ausserordentlich stabile Sauerstoffpolarisation festzustellen. Bei Stahl K mit dem niedrigen Chromgehalt ist die Tendenz auf edle Werte zu kommen wesentlich geringer, wie aus Abb. 10 zu ersehen ist. Die Sauerstoffpotentiale der höheren Härtungstemperaturen sind sehr unstabil und neigen zur Verunedelung.

Die gleichzeitig untersuchten Proben von Flusseisen, 5-prozentigem Nickelstahl und höher legierten Chromstählen haben bekannte Erscheinungen bestätigt. Sowohl das Flusseisen als der Nickelstahl haben immer ausgesprochen negative Werte, sogar nach Sauerstoffpolarisation, während die höher legierten Chromstähle immer edle Potentiale aufweisen.

Aus diesen Untersuchungen ergibt sich im Gegensatz zur Tammann'schen Arbeit folgender neuer Gesichtspunkt:

Die Chromstähle mit Chromgehalten von 13—18 % haben nach bestimmter Vergütung und nachträglicher Lufthärtung immer ausgesprochen negative Potentiale, lassen sich aber sowohl anodisch als kathodisch polarisieren. Bei Sauerstoffpolarisation werden alle diese Stähle leicht positiv. In gewissen Fällen ist das Sauerstoffpotential nicht sehr beständig, sondern weist noch eine gewisse Tendenz zur Verunedelung auf. Die Behauptung, dass die Chrom-Eisenlegierungen bis 20 % Chromgehalt immer unedel seien und auch bei Sauerstoffpolarisation ihr unedles Potential beibehalten, kann nicht aufrecht erhalten werden.

Strauss hat seinerzeit festgestellt, dass die nicht rostenden Eigenschaften der Chromstähle ihre Ursache in dem durch den Chromgehalt bewirkten positiven Potential haben. Im Gegensatz dazu, müssen wir feststellen, dass diese Legierungen, wie sie in der Technik gebraucht werden, sowohl in vergütetem als in speziell luftgehärtetem Zustande ausgesprochen negative Potentiale aufweisen. Erst durch Sauerstoffpolarisation tritt eine Veredelung ein die zu positiven Potentialwerten führt. Diese Feststellung ist seinerzeit auch von Benedicks und Sundberg gemacht worden, sodass man annehmen muss, dass Strauss bei seiner Untersuchung Sauerstoffpotentiale gemessen hat, da auch bei unseren Untersuchungen die ursprünglich gemessenen Potentiale derartig unedel sind, dass sogar eine Wasserstoffpolarisation keine weitere Verunedelung mehr bewirkt.

Auf Grund seiner Untersuchung kam Strauss zu der Auffassung dass für die Passivität der Metalle keine Oxydhautbildung angenommen werden müsse, sondern dass z.B. im Falle der rostfreien Stähle das passive Verhalten durch das edle Potential der Chromlegierung verursacht werde. Dem gegenüber konnten wir wie bereits mitgeteilt, feststellen, dass die Chromstähle mit martensitischer Struktur immer ausgesprochen negative Potentiale besitzen, die allerdings in gewissen instabilen Härtungszuständen eine Tendenz haben edlere Werte zu erreichen, bei Sauerstoffpolarisation aber ausgesprochen positiv werden. Für die Auffassung über die Passivität dieser Legierungen ergibt sich daraus, dass diese gerade durch einen Oxydfilm, der sich bei der Sauerstoffpolarisation bildet, verursacht wird. Der Chromzusatz in den rostfreien Stählen erhöht die Fähigkeit zur Bildung solcher Oxydfilme, deren Beständigkeit durch einen bestimmten Nickelgehalt erhöht werden kann. Nach der Lufthärtung befinden sich die Stähle wahrscheinlich in gewissen Fällen in einem instabilen Zustande, da die Potentiale sehr unbeständig werden können und auch in den Festigkeitswerten Schwankungen zu beobachten sind. Ein höherer Kohlenstoffgehalt erzeugt eine sehr starke Lufthärtung (190 kg/mm). In diesem Falle ist auch das Sauerstoffpotential sehr unbeständig und es ist eine starke Tendenz zur Verunreinigung festzustellen. Eine Wasserstoffpolarisation lässt sich bei den, bei höheren Temperatur gehärteten Proben, kaum mehr durchführen. Ein erhöhter Chromgehalt wirkt auch im Sinne der Stabilisierung des Oxydfilmes. Auf Grund der vorliegenden Untersuchung besteht vielleicht die Möglichkeit, gewisse unbeständige Zustände im Gefüge, die mikroskopisch nicht mehr zu erfassen sind, an den stark schwankenden Potentialwerten zu erkennen. Während wir im Anlieferungszustand in allen Fällen übereinstimmende Werte gefunden haben und auch nach längerem Lagern der Proben keine praktisch wichtigen Änderungen festgestellt werden konnten, sind die Schwankungen der Potentiale der bei höheren Temperaturen luftgehärteten Proben zum Teil sehr beträchtlich. Auch muss hier in diesem Zusammenhange der Parallelismus erwähnt werden zwischen dem Dehnungsminimum und dem Minimum in der Sauerstoffpotentialkurve. Diese Zusammenhänge bedürfen noch einer weiteren eingehenden Untersuchung.

Wir müssen unsere Auffassung also folgendermassen formulieren. Die mehr oder weniger rostsicheren Eigenschaften der martensitischen Chromstähle hängen damit zusammen, dass der Chromzusatz die Passivierung dadurch bewirkt, dass die Bildung der Oxydhaut ausserordentlich erleichtert wird. Die neuesten Untersuchungen von Evans haben einwandfrei den Beweis gebracht, dass die Passivität ihre Ursache in einer Oxydfilmbildung hat. Es ist ihm auf zwei verschiedenen Wegen gelungen, die Oxydschicht nachzuweisen, nämlich durch anodisches Ablösen der Unterlage, sowie durch die von ihm entwickelte Jodidmethode. Bei gewöhnlichem Eisen konnte Evans feststellen, dass bei anodischer Passivierung keine messbaren Oxydhäute entstehen. Im Falle der Chromstähle müssten diese nach der oben entwickelten Auffassung leicht nachzuweisen sein, da durch den Chromzusatz die Bildung derselben erleichtert wird. Wenn der Oxydfilm zu dick wird, dann ist kein Schutz mehr vorhanden. Evans konnte im weiteren feststellen, dass bei der Oxyd-

ation durch Erwärmen die entstehende Oxydhaut mit der durch Passivieren erhaltenen vollständig identisch ist. Grube hat neuerdings darauf hingewiesen, dass die Passivität der Metalle bei anodischer Polarisation durch eine Oxydhaut verursacht wird. Auch bei Chrom in alkalischer Lösung ist ein Oxydfilm die Ursache der Passivität. Die Verhältnisse sind jedoch von einer anderen Grössenordnung, da die Passivierung viel rascher eintritt. In saurer Lösung handelt es sich bei Chrom nicht um eine Deckschichtenbildung, sondern die Passivität ist in diesem Falle bedingt durch eine chemische Reaktionsträgheit. Schon früher haben Kohlschütter und Stäger Mitteilungen gemacht über das Verhalten von Eisenanoden in Natronlauge und über das Verhalten von chemisch passiviertem Eisen im Zusammenhang mit kontraktometrischen Messungen. Auch bei diesen Untersuchungen konnte festgestellt werden, dass sich Oxydfilme auf der Metalloberfläche ausbilden, die eine verschiedene Kontraktionsfähigkeit aufweisen. An chemisch passivierten Eisen wurde beobachtet, dass es sich bei der Passivierung offenbar um zwei Vorgänge von entgegengesetzter Wirkung handeln müsse, da sowohl Kontraktionen als auch Dilatationen in chemisch passivierten Eisenschichten zu beobachten waren. Die Versuche sind leider nicht mehr weiter fortgeführt worden, sodass eine endgültige Schlussfolgerung nicht gezogen werden kann.

In wie weit die oben erwähnte Oxydfilmbildung, die die Passivierung der Chromstähle verursacht, abhängig ist vom Gefügebau der Legierung im Sinne der topochemischen Reaktionen muss erst weiter untersucht werden. Gewisse Anhaltspunkte sind in vorliegender Untersuchung gegeben worden.

Die Untersuchung wurde im Gemeinschaft mit Herrn H. Zschokke durchgeführt, dem ich an dieser Stelle meinen besten Dank aussprechen möchte.

Baden (Schweiz) Metallographisches Laboratorium der A. G. Brown Boveri & Cie.

DISKUSSION

Prof. C. BENEDICKS, Stockholm

Mit allergrösstem Interesse habe ich den Vortrag angehört, sowohl betreffend die neuen Errungenschaften, wie selbstverständlich die Bestätigung des Messungen von Benedicks und Sundberg. Ich bin vollständig mit der Schlussfolgerung einig, dass die Resistenz der Cr. Stähle von der Existenz einer Oxydhaut bedingt ist, möchte aber hervorheben, dass diese Oxydhaut nicht unter allen Umständen schützend wirkt. Nach Versuchen, die neuerdings im Metallographischen Institut in Stockholm ausgeführt wurden, ist die Korrosionsbeständigkeit des rostfreien Stahles in einer alkalischen Lauge (der Sulphatcellulosefabrikaten) geringer als diejeni-

ge des Eisens. Dies ist tatsächlich leicht einzusehen; in diesem Falle wird die Oxydhaut aufgelöst, und das an und für sich niedrigere Potential des Cr. Stahles bewirkt einen grösseren Angriff.

LITERATUR

- TAMMANN und SCOTTER, Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie, 127, 257, (1923).
STRAUSS & MAURER, Krupp'sche Monatshefte 2, 129 (1920).
STRAUSS, Stahl- & Eisen, 45, 1198 (1925).
BENEDICKS & SUNDBERG, Iron and Steel Institute, Herbstsitzung 1926.
EVANS, Journal of the Chemical Society 1020, (1927).
GRUBE, Vortrag Bunsengesellschaft 1927, Referat Zeitschrift für angewandte Chemie, 40, 790 (1927).
KOHLSCHÜTTER & STÄGER, Helvetica Chimica Acta 4, 821 (1921).
-

A RESUME OF THE DEVELOPMENT AND APPLICATION OF HIGH-POWER METALLOGRAPHY AND THE ULTRA- VIOLET MICROSCOPE

by

FRANCIS F. LUCAS

Bell telephone laboratories, incorporated New York City

INTRODUCTORY

We are told that a lens system has inherent limitations beyond which one cannot go. High-power photomicrography has been looked upon with considerable suspicion, perhaps because it violates one of the early tenets of theory which limits useful magnification to about 1500 diameters. Apparently this limiting value was set on the basis that no lens system can reproduce a point in the object as a point in the image. The point becomes a disc or halo and it would appear that early investigators found the halo to be troublesome from a definition standpoint when the magnification reached about 1500 X. But these early investigators were not dealing with metallography — an art almost unknown then — but with various kinds of transparent specimens. The principal test objects appeared to be diatoms. These silicious skeletons are curved, not flat, and they are transparent. I shall not go into further details except to say a diatom fits quite completely the specifications of an improperly prepared specimen for high-power metallography.

High power metallography as presented in this paper consists in so preparing metallurgical specimens that crisp brilliant images may be obtained and photographed at high-powers and of achieving approximately the potential resolving possibilities of the best optical systems.

The ability of an objective to resolve detail is dependent, theoretically, upon the numerical aperture of the objective and the wave-length of light used.

The relation is expressed numerically by the classical equation

$$n = \frac{2 \text{ N. A.}}{\lambda}$$

and shows that if the numerical aperture, N. A., of the objective is increased or if the wave-length, λ , of the light is decreased the number of lines, n , capable of being resolved will be increased.

It suffices for the present to know that if we desire to improve the ability of a lens system to resolve detail, other things being equal, two avenues of approach are available.

This theoretical resolving ability might well be termed potential resolving ability — the ability to resolve is inherent in the lens but whether it is achieved in practice is quite another matter.

In theory two things are of interest — numerical aperture and wave-length of light — but in practice a number of other factors enter the problem.

It is common knowledge that the possession of oils, colors, brushes and the other working tools of an accomplished artist will not insure a masterpiece from one who is not thoroughly schooled in the art both by nature and by years of training. Nor will the purchase of a very fine musical instrument make one a virtuoso overnight. It is the skill with which one uses fine tools or instruments that distinguishes between a daub and a masterpiece and between discord and beautiful harmony. In between the extremes are many shades and variations.

Likewise the possession of a suitable optical system and the associated equipment for photography will not guarantee a high order of resolution and crisp brilliant images at high powers. It is the way in which the apparatus is used that distinguishes between a hazy indistinct image, typical of the term "Empty Magnification" and a sharp distinct image revealing a high order of resolution.

The present commercial limit for numerical aperture is 1.40 for the best high power apochromatic objectives but objectives of 1.60 N. A. are now an experimental possibility for metallurgical work. The application of these special objectives will be illustrated later on. It is possible to employ successfully wave-lengths from 400 to 500 $\mu\mu$ and still secure reasonably short exposure. It appears that for the present at least there are certain well defined limits for one who would work within the visible spectrum.

MAGNIFICATION AND RESOLUTION

The apochromats of 1.40 N. A. have a primary magnification of about 90 times so that they not only possess the ability to resolve but also the ability to magnify greatly. The full magnifying power of the optical combination is secured almost irrespective of all other conditions. The specimen may be well prepared or very poorly prepared; the illumination may be critical or it may be very poorly arranged; the operator may be skillful or unskillful, and many other combinations may occur short of total disruption which will not alter the magnification but which will impair very seriously, if not wholly ruin, definition and consequently the resolving ability of the combination.

ACUITY OF VISION

What one can visualize through the microscope is dependent upon the acuity of

vision and usually is referred to as the vision of the normal eye. In high-power metallography acuity of vision does not enter into the problem unless it be to enable one to determine when the image is sharply in focus on the clear glass focusing screen. This may be illustrated quite convincingly by simple experiments.

HISTORICAL AND THE FUTURE TREND

Professor Abbe developed the apochromats in 1876. They were followed in 1886 by the mono-brom-naphthalene objective of N. A. 1.60 which was soon relegated to the museum because of the difficulties attending its use. In 1902 Dr. Köhler and Dr. Von Rohr, of the Zeiss Scientific Staff produced the monochromats and the ultra-violet equipment.

Improvements in resolution are largely secured by improvements in technique. New objectives of higher aperture and new equipment utilizing short wave-length light introduce many difficulties in manipulation. Experience teaches that early results with advanced optics are universally inferior in quality and definition to those obtained when using the older equipments with which one is more familiar and for which a suitable technique has been worked out. Time, energy and much patience are required as each forward step is taken. Unless these factors are considered the results are apt to be disappointing. A photograph taken by advanced methods is always interesting but it is not of great value unless it shows better definition or a higher order of resolution than can be achieved by any other known means.

Still further improvements in resolution are possible, theoretically at least, by resorting to still shorter wave-length than 2750\AA or to objectives of higher numerical apertures than 1.60. Very high aperture objectives can be constructed, we are assured, providing suitable immersion fluid of high refractive index can be found.

THE BELL SYSTEM LABORATORY FOR MICROSCOPIC ANALYSIS

There has been developed gradually in the Bell Telephone Laboratories, New York City a complete and modern laboratory for technical microscopy. The evolution of this laboratory has extended over a period of about ten years and had its origin in a very humble beginning, with simple equipment, very limited dark room facilities and practically no provision for preparation of specimens. The original dark room consisted of an old telephone booth and a pail of water for a sink. This early picture presents quite a contrast to the present laboratory and is mentioned to emphasize the gradual upward trend. On this early equipment the first clear high-power photographs were produced and they opened the way to better facilities and better optical parts.

In view of the importance of metallographic research in our industrial and scientific life, it might be interesting to those organizing or expanding laboratories devoted to this purpose to have a detailed description of the apparatus and equipment used in Bell Laboratories.

The Laboratory is located on the sixth floor of the steel frame and masonry building recently completed as an addition to the older Laboratory building. It consists of a large operating room leading into a dark room at one end and into a preparation room at the other. The operating room is shown in Figure I and the preparation room in Figure II. There are separate entrances from the corridor to the preparation room and to the operating room. A door is provided between the operating room and the preparation room and a door and a maze are provided

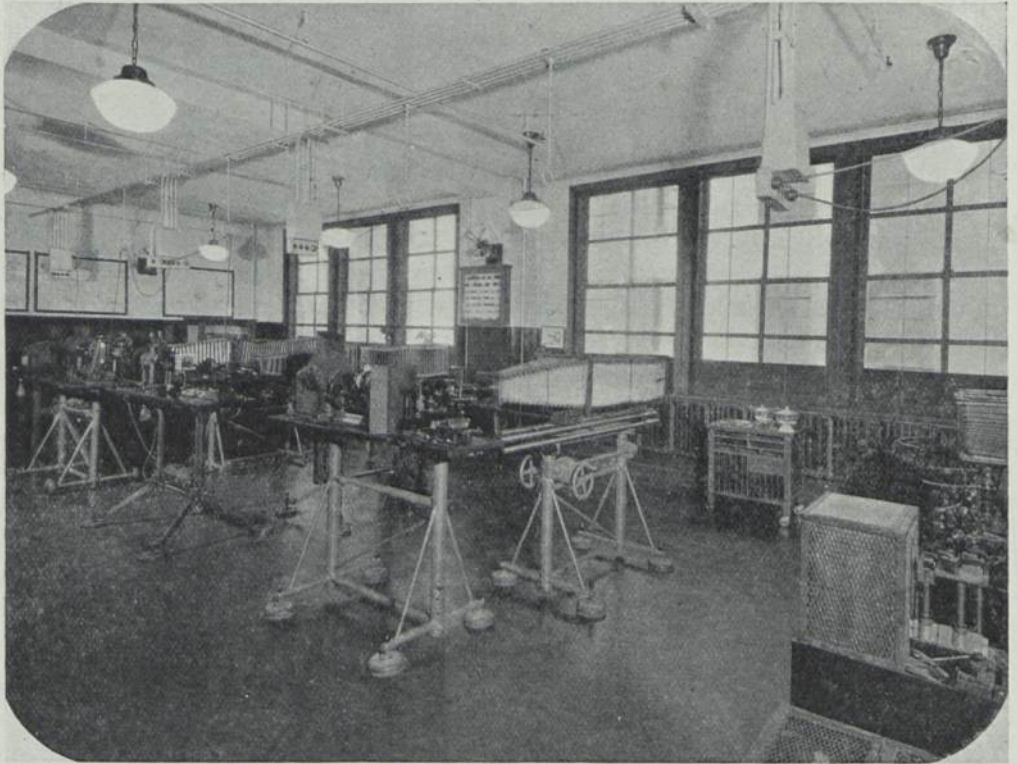


FIG. 1

between the operating room and the dark room. The dark room is divided, with a maze between, so that printing may be carried out in one part and development in the other. Indirect lighting units with suitable screens are provided in each dark room and the walls and ceilings are painted an orange color so as to provide safe-light illumination by reflection. A ventilating system insures a supply of fresh air.

The printing room is provided with printing, washing, drying and squeegeeing equipment electrically operated and permanently installed. Each dark room is provided with a large stone sink. In the developing room a stone tank permanently

connected to the water supply and drain is provided. About one-third of the tank is taken up by an enamelled metal tank for fixing solution, thus the fixing tank is water jacketed by the washing water in the stone tank. It is necessary to exercise temperature control during the summer months and this method provides a convenient means. Each plate is developed in a tray and the development is controlled by the time and temperature method. At the completion of development the plate is placed in a core plate rack of the type commonly used by radiographers

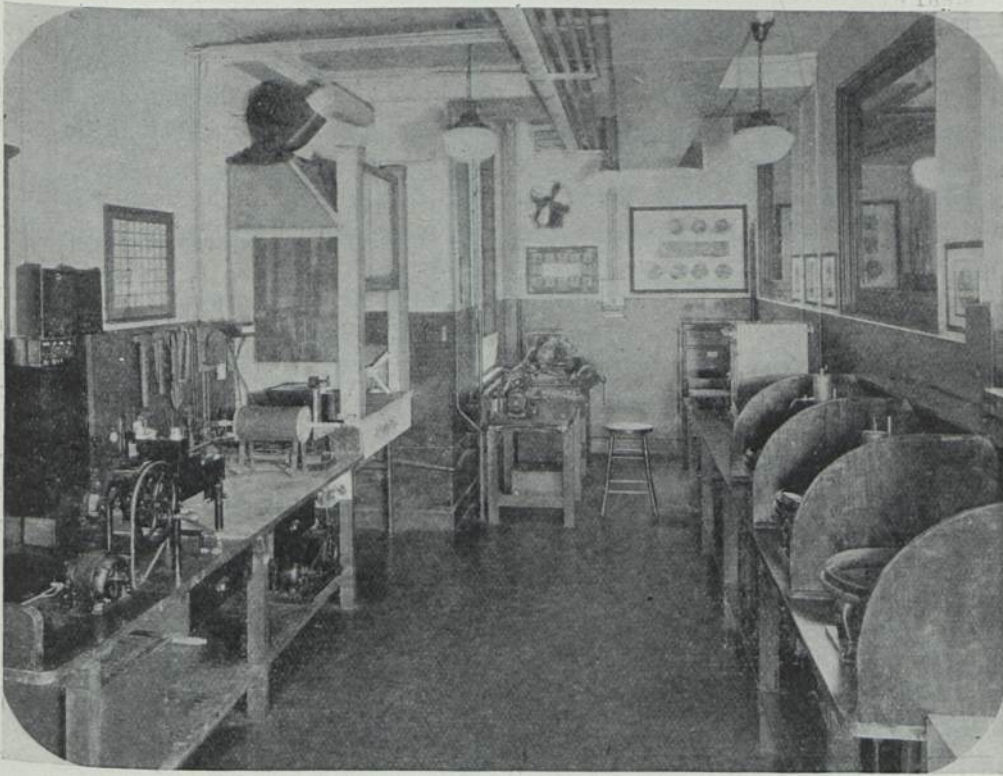


FIG. 2

and the plate is fixed and washed in the frame. This procedure was found to provide the advantages of careful control where control is necessary with convenience in handling during fixing and washing.

The preparation room is equipped with a power hack saw of the bench type and a grinding machine so arranged that a large stream of cold water under considerable force is directed on the work as it is held against the wheel. By careful manipulation it has been found that hardened steel may be ground by this means without appreciable tempering.

Three polishing machines electrically driven and speed controlled by hand

operated rheostats are arranged in compartments on a bench. One is for rough polishing with alundum and the remaining two for the final polishing operation. The polishing machines are the ball bearing horizontal type manufactured by E. Leitz.

Etching operations are carried out in a specially designed stoneware fume hood equipped with motor driven ventilating fan. The fume hood has a small bowl shaped metal sink with hot and cold water so that the specimen, if desired, may be held with forceps and washed in a stream of hot or cold running water.

The operating room fronts on an open court. The court side is entirely windows. The windows are equipped with shutter type dark green shades which raise and lower on taut wires, one at each side of the window. These shades may be lowered from the top or raised from the bottom. Good ventilation is provided and the room is dark enough so that focusing cloths are not needed.

The floor is covered with heavy linoleum. In addition to the usual comforts which the floor covering provides, it also insures against breakage or serious damage should pieces of apparatus be accidentally dropped.

The upper parts of the walls and the ceilings of the operating and preparation rooms, are decorated cream color and the lower parts of the walls an olive green color. Oil paint was used so that the walls could be washed periodically. The paint has only a faint gloss as it was desired to eliminate glare or reflections from arc lamps or other sources of illumination.

All rooms are illuminated by semi-indirect frosted bowl units, provoking eye comfort and freedom from glare. The operating room lights are controlled by one switch for convenience in quickly darkening the room. In order not to interfere with work at desks while the equipment is in use, desk lamps are provided which are fitted with green glass shades.

An overhead power distributing system is used to the various pieces of equipment. Four jack boxes conveniently located as shown in the illustration eliminate the need for cords to the walls. The cords are suspended in hangers so that the floors will be clear, thus avoiding accidents. Since most of the light sources operate on 110 volts D. C. each jack box has two permanent connections of this voltage but two additional jacks are provided at each box. The additional jacks are wired to the central power room of the Laboratories where any voltage or frequency can be readily connected. The ultra-violet equipment operates on 220 volts 60 cycles and a special permanent circuit has been wired in for this service.

All overhead pipes and conduits have been finished with aluminium paint so that they may be kept clean and free from dust. In the preparation room the pipes and conduits have been grouped as much as possible and enclosed in sheet metal. Experience has taught that satisfactory preparation work cannot be accomplished unless the room is maintained scrupulously clean and free from accumulations of dust, hence the precautions in the decorating scheme and the reason for enclosing the pipes in the preparation room.

Since this paper deals particularly with high power metallography and the

ultra-violet microscope the other equipment will not be discussed but is being listed below so that some idea may be secured of the range and scope of the activities of this laboratory. The major pieces of equipment located in the operating room are as follows:

EQUIPMENT	MANUFACTURER
Large Martens type metallurgical apparatus for routine low and high power metallography (original equipment on which most of the development work in high power metallography was carried out).	Zeiss
Large Martens type metallurgical apparatus. Equipment of most recent design reserved as precision apparatus. It is also fully equipped for transparent work.	Zeiss
Large equipment for gross and very low power photography.	Zeiss
Heat microscope for observing the structures of metals, etc. while at elevated temperatures. (Modified Endell microscope).	Leitz
Ultra-violet equipment for metallography and transparent specimen.	Zeiss
5 × 7 Vertical Camera Outfit for examining and photographing transparent specimens (For all routine work)	Zeiss
Slit ultra microscope for solids and liquids.	Zeiss
Cardiod type ultra microscope.	Zeiss
Type D Spectrometer.	Hilger

Very complete optical parts are provided for each equipment and are maintained as a part of the equipment to which they properly belong. The optics, plate holders, screens, kits and accessories of various sorts are placed in specially designed cabinets mounted on rubber tired castors. The optics are contained in a dust-proof drawer in suitable compartments so that each objective or ocular is clean and ready for use. The accessory cabinet is illustrated in Figure 3. The top provides a convenient table for dessicators, specimens, etc. and is provided with a moulding so that things left lying handy for use will not easily be pushed off the edges. When a picture is being taken the accessory cabinet is conveniently placed beside the operator at the focusing screen. In this way plate holders, screens and other parts are at hand and can be quickly secured.

In addition to the equipment listed many accessories are conveniently arranged in dust-proof apparatus cabinets. In the preparation room a separate equipment has been permanently installed so that the progress of preparatory work on specimens can be observed. When the specimen is ready for observation and study in the operating room, the operators hands are expected to be clean and dry. This

precaution cannot be observed in the preparatory work, hence the need for a supplemental observation equipment.

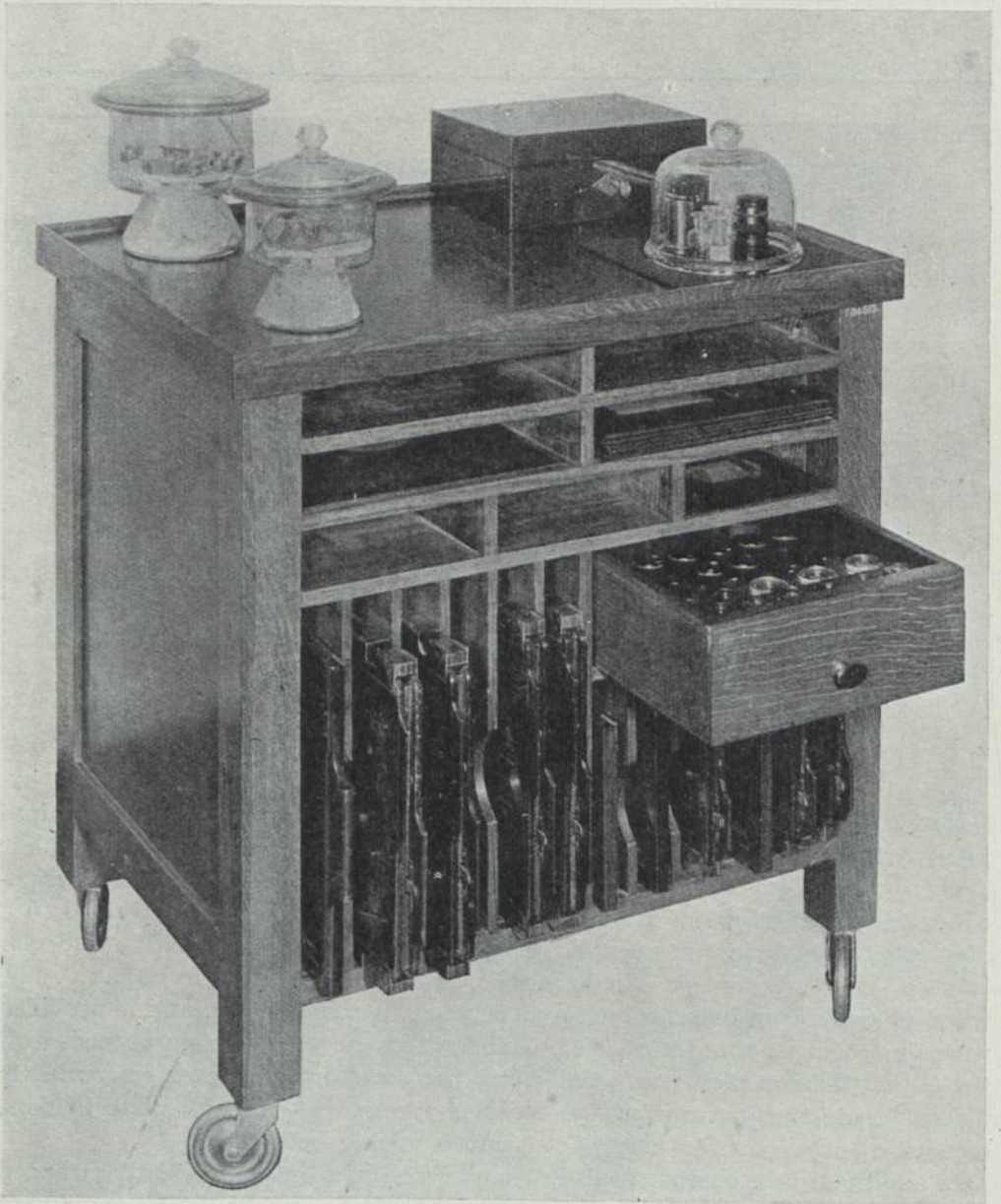


FIG. 3

When the equipment is not actually in use it is covered with rubberized black cloth so that the condensors and other parts will be maintained as nearly clean as possible.

HIGH POWER METALLOGRAPHY USING LIGHT
OF THE VISIBLE SPECTRUM

THE EQUIPMENT USED

The equipment used in high power metallography is the large Marten's metallurgical apparatus but it has been slightly modified in several important respects.

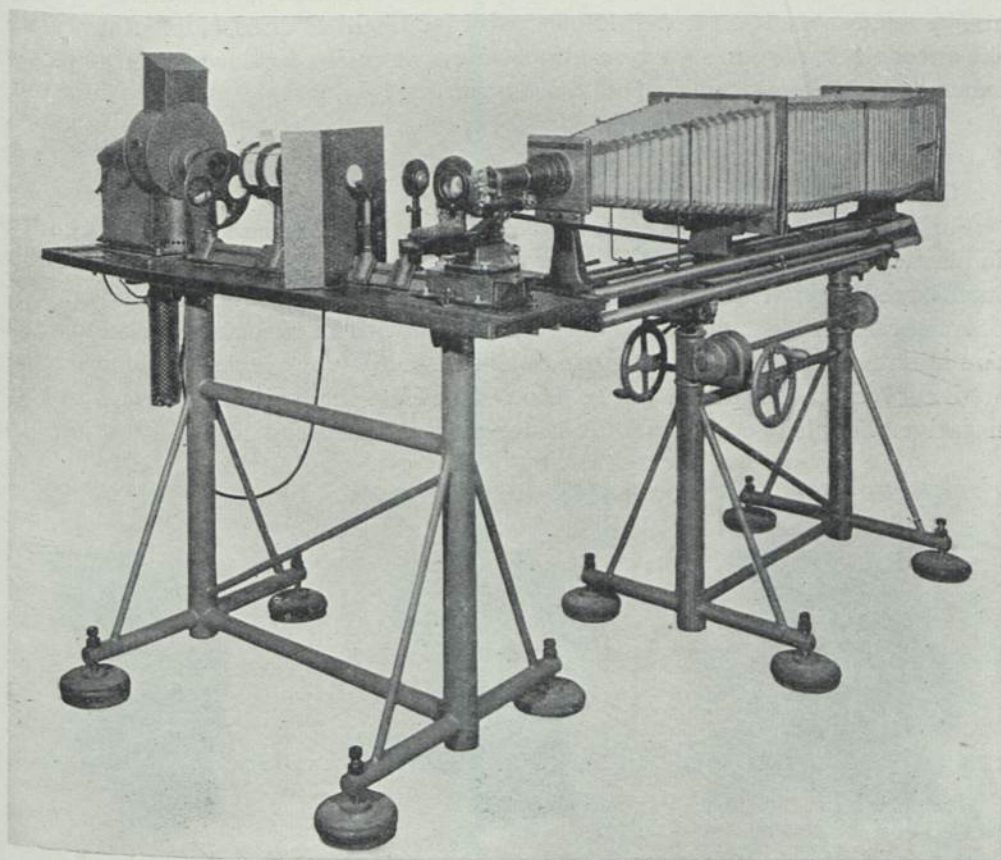


FIG. 4

The apparatus as modified is illustrated in Fig. 4. It consists of two units; an optical bench and a camera.

The effects of vibration have been overcome by removing the wheel equipment provided by the factory and substituting levelling screws, cast iron base plates, and sponge rubber supporting pads as shown. The base plates are recessed to receive the sponge rubber discs. The discs are six inches in diameter and one inch in thickness. This arrangement overcomes ordinary vibratory disturbances but it

should be stated that the building does not house machine equipment which would be the source of heavy low frequency disturbances.

The optical system consists of a 5 amp. D. C. automatic arc lamp of the Weule type; a large condensor; two cooling cells; a light-excluding screen; a filter stand; a supplemental condensor and a Marten's metallurgical microscope. The filter stand was designed by Bell Telephone Laboratories and the mounting of the supplemental condensor was slightly modified so that the condensor could be very accurately centered. Otherwise the equipment is standard as furnished by Zeiss.

The microscope itself is well known and requires little discussion. It appears to be an evolution from the conventional type of microscope with the object of securing greater rigidity.

MOUNTING OF SPECIMENS

For a period of about five years it was our practice to level and mount specimens in plasticine on an ordinary glass microscope slide. We found that a focus could be maintained at high powers for about one and one-half minutes. The image then commenced to fade and thus we were confronted with an exposure limited to about one minute. Generally speaking, this was satisfactory but occasionally specimens were encountered which should be exposed at least three minutes to yield a good negative. This led to a search for faster plates and finally to the adoption of a

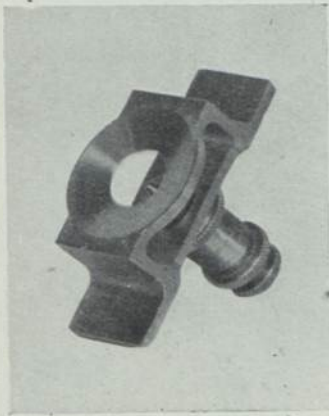


FIG. 5a



FIG. 5b

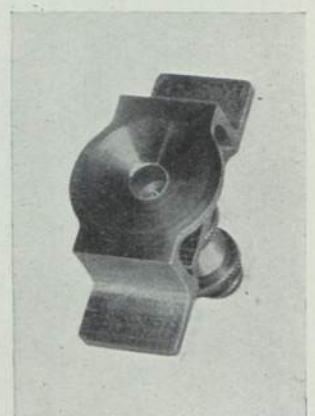


FIG. 5c

commercial plate which would give a suitable exposure on the ordinary run of specimens in twenty to thirty seconds.

The plasticine is used over and over and little waste results. It developed after some five or six years of successful work that we had been fortunate in securing at random a grade of plasticine which did not expand appreciably after the specimen was levelled. We were unable to secure the same brand when it became time to replace

our supply and therefore accepted a substitute. Soon it became apparent that the focus was changing and the difficulty was traced to the plasticine. Many different brands were then tried with varying degrees of success and the trouble was not corrected until a new supply of the original brand was secured. The further use of plasticine as a levelling material was regarded as too uncertain.

Steps were then taken to develop a specimen holder which would secure the surface of the specimen rigidly in a plane at right angles to the optical axis of the microscope. Holders of the type shown in Fig 5 were machined from a solid block of stainless steel except for the plunger which is a separate assembly. The plunger assembly is adjustable to accommodate specimens of different thickness. The central needle point is actuated by a spring contained within the plunger assembly. The needle or pointer is drawn back, the specimen inserted in the holder and then the pointer is released. It makes contact with the back of the specimen, holding the face of the specimen against the under surface of the holder which is in a plane parallel to the stage when the holder is mounted on the microscope. The ultimate design of this holder probably will be made of the light metal alloys.

With this holder a focus can be maintained for long periods of time. Observations in some cases with the ultra violet equipment have extended over a period of several hours without appreciable change in exact focus.

THE OPTICAL PARTS

The optical parts used with the Marten's stand are the apochromatic objectives of Zeiss; and the projection, compensating or Homal oculars of Zeiss. For high-power work one is limited to either the 3 mm or 2 mm objectives of 1.40 N. A. These objectives are remarkably uniform in quality. Long and short mounts are used indiscriminately for high-power metallography and with equally good results. The short mounts have the advantage that the back lens can be inspected and cleaned more easily than is true in the case of the long mounts.

These objectives are very delicate assemblies particularly with regard to the front lens and will not stand rough or unskillful handling. They are, however, a truly remarkable achievement in optical construction and fine workmanship and it is our opinion that their limit of resolution and definition has not been reached. It may be pointed out that as recently as 1924 constituents of some metals were being resolved, seemingly as solid solutions. Improvements in technique have since enabled the same structures to be resolved very clearly as fine aggregates. The optical parts were identical but in the latter case the objective was able to perform under more favorable conditions.

It is common practice to regard the 3 mm and 2 mm apochromatic objectives as almost uniplanar in focal depth. As a matter of fact these objectives possess remarkable depth of penetration providing the specimen is prepared so that sharp lines of demarcation occur between "the hills and the valleys". An example is shown in Fig. 6 illustrating water toughened manganese steel drawn at 750° C.

The magnification is 200 x. In this condition the steel is non-magnetic and brittle. The same specimen photographed at 3500 x by high-power methods is shown in Fig. 7. Carbide plates have formed along the crystallographic planes and the reason

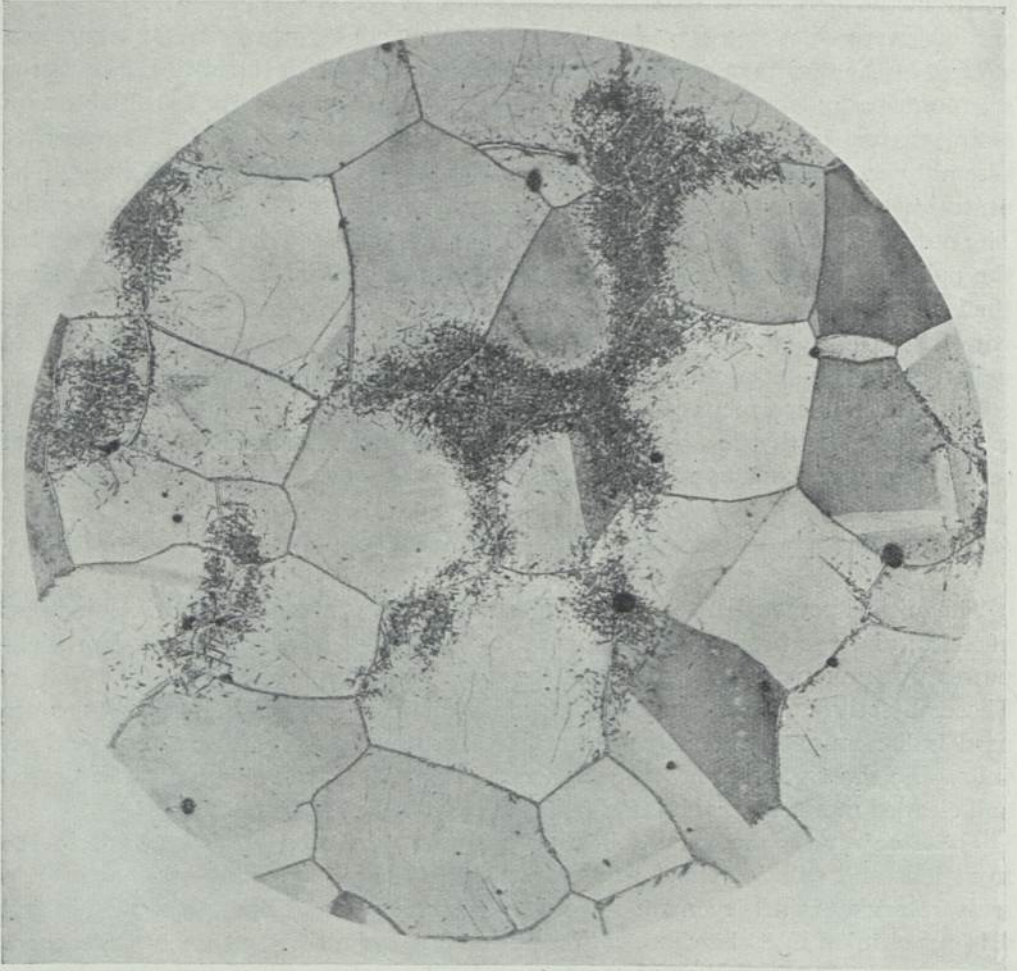


FIG. 6

for the brittleness becomes apparent. It will be observed that the objective has resolved the structure in three dimensions. These pictures were taken by the writer for the Taylor-Wharton Iron and Steel Company and due acknowledgment is made to the Executives of the company for their courtesy in permitting the pictures to be made public.

THE LIGHT USED

In high-power metallography it is the object to secure the utmost in resolution and therefore it is advantageous to employ as short a wave-length light as possible

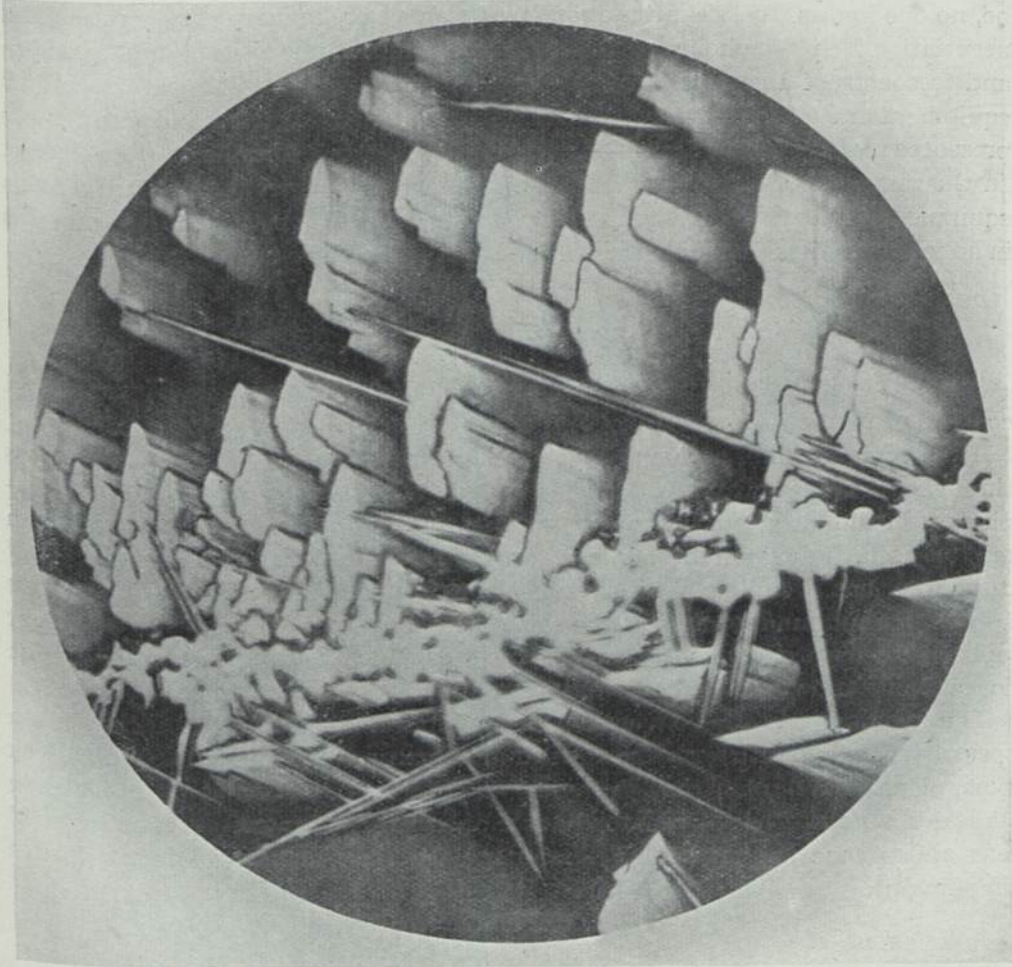


FIG. 7

Color rendering usually is unimportant at high powers so that the Wratten "C" or "H" filter may be used. The transmission ranges of these filters are in the blue end of the spectrum.

ULTRA-VIOLET METALLOGRAPHY

While the ultra-violet equipment was originally produced twenty-five years ago

the record of accomplishment is an unbroken silence in the field of metallography. In other fields it appears to have some discoveries to its credit although the evidence is not entirely clear.

Theoretically this equipment has a potential resolving ability at least twice that of the best apochromat of 1.40 N. A. What its actual limit of accomplishment may be, no one knows. In 1924 after about two years of preliminary consideration and negotiation Bell Telephone Laboratories commissioned the Zeiss Works to design and to construct a complete ultra-violet equipment for metallurgical work. This equipment arrived in February 1925 and a year later an (1) introductory paper was presented before the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. In the same year, March 10, 1926, it was the writer's honor to demonstrate this equipment in New York before the New York Electrical Society. The occasion was in honor of the fiftieth anniversary of the Birth of the Telephone.

THE ULTRA-VIOLET MICROSCOPE

The ultra-violet equipment for metallography is illustrated in Figure 8 and consists of two units as shown.

The source of illumination is a spark gap and a quartz slit. The light passes through a collimator and two prisms of quartz to emerge from the prism diaphragm in the form of a line spectrum. Electrodes of magnesium or of cadmium may be used. If magnesium electrodes are employed, the 280 $\mu\mu$ line is used but if cadmium, the 275 $\mu\mu$ line. Negatives resulting from the magnesium spark always appear flat and muddy whereas the same field photographed with cadmium light will yield a negative which is clear and shows much contrast in its detail. The conviction is growing that best results are to be had with cadmium electrodes.

The microscope is the conventional metallurgical research stand fitted with a special vertical illuminator. The vertical illuminator is a modification of the Beck type, plane glass illuminator. The reflecting plate is of quartz and is platinized on its lower surface. The illuminator has an aperture diaphragm, a centering field lens and a focusing means for sharpening the field diaphragm image (prism diaphragm).

THE OPTICAL PARTS

Since glass is opaque to ultra-violet light all optical parts are of quartz.

The optical equipment of the microscope consists of three objectives as follows:

System	Description
Dry	6 mm 0.35 NA
Glycerine Immersion	2.5 " 0.85 NA
" "	1.7 " 1.25 NA

The oculars are five in number and range in magnification from 5 to 20. The 10X and the 14 X oculars appear to be the two which are destined to be most useful.

The optical parts may be arranged in various combinations yielding magnifications from 200X to 3600X but with the test plate focusing method described a

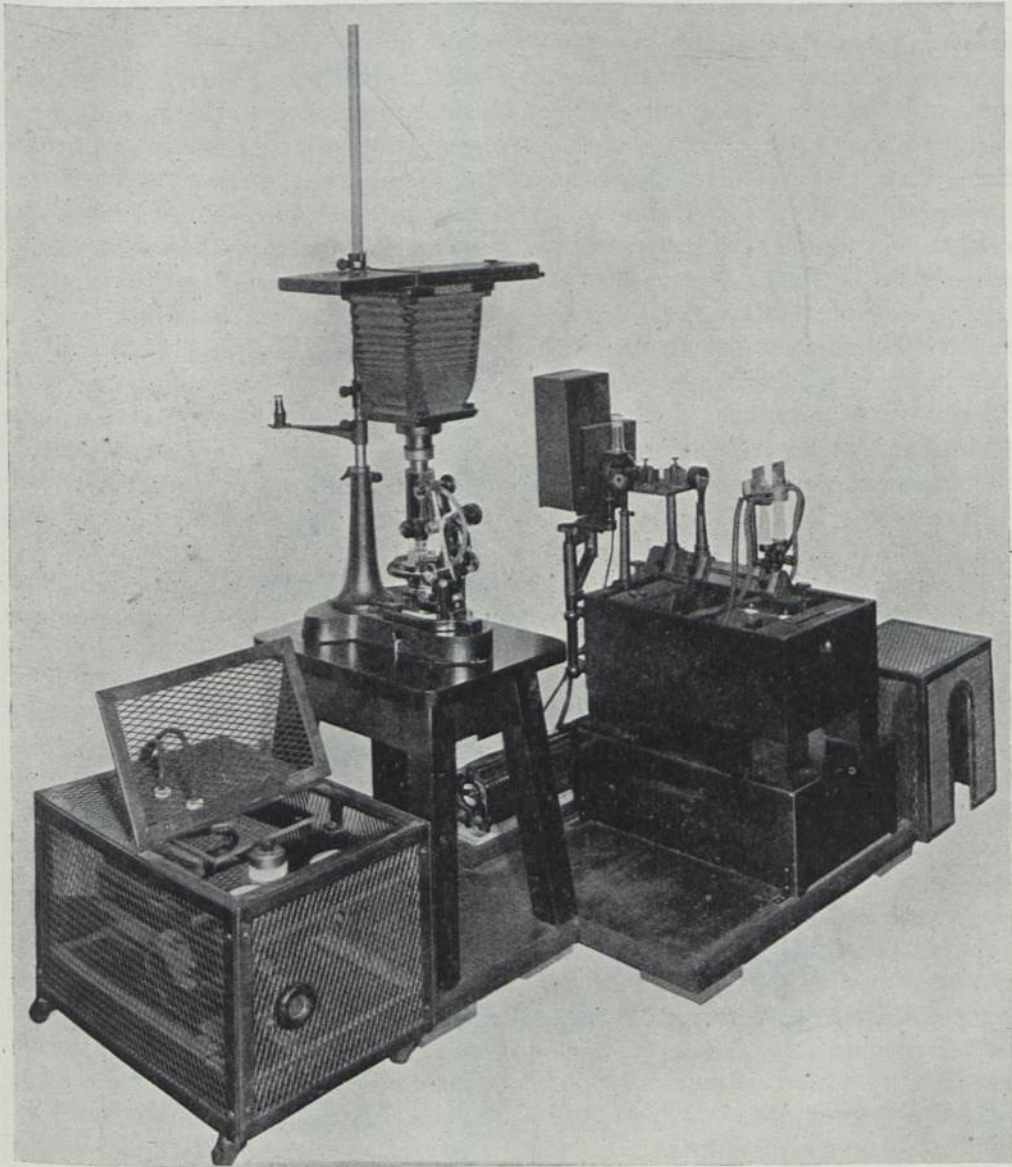


FIG 8

little further on, almost any desired magnification between 400X and 3000X can be obtained with the 10X or 14X ocular, and a varying bellows extension.

VISUALIZING THE IMAGE AND FOCUSING

For the purpose of visualizing the image when ultra-violet illumination is used a device called the searcher eye-piece is employed. The searcher consists of an uranium glass screen incorporated in a separate optical combination. The fluorescent screen is viewed by a small magnifier which is first focused on the fluorescent screen by the aid of cross hairs ruled on the face of the screen. The magnifier will then be in focus for the image of the specimen which will be made visible by the fluorescence of the screen under the action of the ultra-violet rays.

Once the image is in focus in the searcher eyepiece, it also will be in focus in a plane about thirty centimeters above. The camera, mounted above the microscope, may be swung into position, interchangeably with the searcher, and an exposure made. A fine carbon line ruled on the specimen by means of carbon paper aids focussing but at best there appears to be an element of chance.

Using the mechanical specimen holder an exact focus may be maintained with the ultra-violet equipment for a period of an hour or more. Moreover with careful attention to all details a picture can be taken at one setting of the fine adjustment, the micrometer read, the focus changed and reset to the same reading, and the picture of the field duplicated with all the focusing characteristics of the first picture.

This indicated that we might hope to use successfully the idea of mechanical focusing by means of serial exposures which the Zeiss staff had in mind when providing a sliding plate holder and slit which fits in the camera back. Each graduation of the slow motion of the microscope is equivalent to a change in focus of 0.002 mm and the graduations can be divided visually without difficulty. The provision of a divided circle and an aluminium pointer as shown in Figure 8 enables the graduation of .002 mm to be divided into forty parts. The mode of operation in focusing is as follows:

Two $3\frac{1}{4} \times 4\frac{1}{4}$ inch test plates are inserted in the sliding plate holder which is mounted on the camera with the slit positioned in front of the plate holder. The specimen is observed visually through the searcher and the approximate focus located. Preferably the adjustment is left so that the objective is just coming into focus. A series of 8 test strips are then taken on the first test plate at increments in focus of either .002 mm or .001 mm (half divisions) depending on the objective used. If a 6 mm objective the whole divisions suffice but if an immersion objective is used half division are employed. This plate is developed, the approximate focus located and then a second test plate taken through the approximate focus by dividing again the distance of .002 mm or .001 mm as the case may be into eight test exposures. This plate is developed, the final exact focus located and then one or more full plate exposures made. Actually the method is simple and appears to offer much hope of ultimate success.

SOME OBSERVATIONS ON THE ULTRA-VIOLET MICROSCOPE

By resorting to ultra-violet light the hope is to obtain greater resolution, better definition and selective absorption so that the sum total will be a result which has not been achieved by any other known means. If the results are no better than can be obtained with visual light and the objectives of N.A. 1.40 then there is no object in using an equipment which is more difficult to operate. The development of high power metallography to the present state required constant and persistent work for a period of ten years. It is hardly to be expected that intermittent work over a period of two years will accomplish results which will surpass those attained by other means through constant application over a much longer period of time. The results thus far have been highly encouraging despite the difficulties encountered, chief of which was lack of time to concentrate on the equipment.

The one outstanding difficulty is the lack of a strong source of monochromatic light at $275 \mu\mu$. If such a source can be developed practically all of the difficulties of manipulation will disappear. The trouble lies in being able to secure an exact focus by visual means. There is no difficulty in securing an approximate focus but unless the focus is really exact, then most of the benefits to be derived through the ultra-violet have been sacrificed and there is no point to using the equipment. This states the case very briefly but the situation is not hopeless. In fact some very fine results have been achieved in our laboratory with this equipment.

The 6 mm monochromat of 0.35 NA (about the equivalent of a 16 mm apochromat 0.30 NA) will yield very fine negatives at 1000 diameters magnification and this objective appears to have excellent resolving ability. It has a large working distance and it is a dry lens. In addition to these attractive features the results secured with ultra-violet light are quite different in many cases from those obtained with light of longer wave-length. For example in hardened steel it is found that troostite absorbs ultra-violet light; austenite reflects it and some martensitic needles absorb it in all respects similar to troostite while other martensitic needles in the same grain reflect it almost completely. It is also found that parts of some needles reflect ultra-violet light while other parts absorb it.

It seems probable to the writer that this selective absorption characteristic may be a matter based fundamentally on the particle size of an aggregate. When the particle size of an aggregate becomes some critical order of magnitude with reference to the wave-length of the light employed, there is an infiltration or absorption of the light. Below this size the state of solid solution is approached and reflection takes place. Above the critical size absorption becomes less and less and finally the aggregate is resolved as separate and distinct particles. Using light in the visible spectrum the same effects are observed but to a lesser extent. Certainly results are secured with ultra-violet light which have not been obtained with light in the visible spectrum.

The 2.5 mm objective of 0.85 N.A. also has a good working distance although it is a glycerine immersion mount. This objective has yielded results of a higher

order than have been attained with the apochromats of 1.40 N.A. We consider that our work with this objective is still in the experimental stage.

Work with the 1.7 mm objective of 1.25 N.A. started recently and at the present time we are concentrating attention on precision means of focusing. We hope that this objective will develop resolving ability in proportion to the 6 mm and the 2.5 mm objectives. There are some illuminating difficulties to be overcome.

(2) In the twenty-five years which have elapsed since the monochromats originated new glasses have been developed which transmit ultra-violet light readily in the range $250\mu\mu$ to $300\mu\mu$. Whether these glasses are of optical quality and possess the physical characteristics which would suit them for use in the manufacture of objectives remains to be seen. At least the prospect seems hopeful and we may look forward with confidence to the development of a corrected objective for a wide band in the ultra-violet region. We then would be able to use a strong source of illumination and focus visually on a fluorescent screen.

A more complete description of the equipment will be found in the introductory paper mentioned above. Some illustrations of metal structures taken with the ultra-violet equipment accompany this paper.

EXPERIMENTAL WORK WITH VERY HIGH APERTURE OBJECTIVES

HISTORICAL

A resume of the activities of Bell Telephone Laboratories in the field of applied technical microscopy would be incomplete without some mention of the experimental work which has been carried out with this high aperture objective. It is expected that a more complete discussion will be presented elsewhere in a paper devoted to the subject.

It will suffice for the present to say that the mono-brom-naphthalene objective is a step in the direction of increasing the potential resolving ability by increasing the numerical aperture of the objective. It has a numerical aperture of 1.60 but the extent to which N.A. can be pushed is not limited by the lack of suitable optical glass but by lack of an immersion fluid possessing the characteristics of high refractive index and suitable working properties. There are several fluids such as the arsenical compounds which have a higher refractive index than 1.60 but they are entirely unsuited otherwise. They are either corrosive, inflammable or otherwise objectionable.

Mono-brom-naphthalene has a refractive index of about 1.65 and also is satisfactory otherwise so that the limitations to which we can go successfully in the way of increasing the N.A. hinges entirely on the development of some other suitable immersion fluid of higher refractive index. In this respect progress has not been made in the past 40 years.

The mono-brom-naphthalene objective was brought out in 1889, and experimentally it was made available as early as 1885 if we are to be guided by the

literature. 3) Dr. Henri Van Heurck has described his experiments with two of these objectives which were furnished him for test by the Zeiss Company. His work was confined entirely to diatoms and so far as the writer is aware his published photographs and his observations on the performance of the objective constitutes the sole record of achievement.

The reason is not hard to find. At the time this objective was brought out practically all microscopic specimens were mounted as transparent objects. To utilize the high aperture in this class of work some very real problems were presented in connection with mounting the specimens for observation. Van Heurck seemingly was able to get around these difficulties in connection with his diatoms and he predicted a bright future for the objective.

(4) Dr. Czapski of the Zeiss scientific staff presented a paper before the Royal Photographic Society in 1889 under the subject "On an objective with an aperture of 1.60 N.A. (monobromide of naphthalene immersion) made according to the formulae of Professor Abbe in the Optical Factory of Zeiss". (5) He also published a similar paper in the same year in *Zeitschrift für Wissenschaftliche Mikroskopie*.

Among his concluding remarks the following appears:

"This is not the place to dilate on what can be done with objectives of this kind. The results which Dr. Van Heurck has already obtained in the use of them led in any case to the hope that in spite of the great difficulty of their use, they will afford valuable aid for certain problems of microscopy. It will be a question for connoisseurs to decide whether in other branches of microscopical research besides that of diatoms (more especially cultivated by him) an equally marked advance on that previously reached can be obtained".

Thus Czapski speaking for the Zeiss Company ably summarized the situation and thus it has lain dormant.

THE MONO-BROM-NAPHTHALENE OBJECTIVE APPLIED TO METALLOGRAPHY

The advent of metallography and the application of high powers as applied in Bell Telephone Laboratories eliminated most of the objections which at first surrounded the use of this objective, for in metallography one deals with opaque objects which are separated from the front lens of the objective only by the immersion fluid. When it seemed probable that the theoretical limit of resolution with the apochromats of 1.40 N.A. would soon be reached, advances were made to the Zeiss Works to revive the mono-brom-naphthalene objective.

Two of these objectives were constructed to our order and they have now been under experimental investigation for about two years. Theoretically, we are told, they should yield an increase in resolution over the objectives of 1.40 N.A. of about 15 %. This increase appears to have been achieved unquestionably but we still regard the objective as in its experimental stages. A number of photographs taken with this objective are included with the paper and as the titles are sufficient to describe them I shall not attempt to go into further details here.

SOME OBSERVATIONS ON THE OBJECTIVE

The objective has a deeply concave front lens and this construction complicates the situation especially when the objective is used in a horizontal position. Air bubbles, specks of dust and dirt, or any other contamination of the immersion fluid or of the front lens will totally ruin definition by the production of flares. Moreover it is possible that a more favorable system of illumination can be worked out for the objective than the one at present employed. The difficulties encountered in metallography with this objective can be traced either to the presence of air bubbles or other contamination of the immersion fluid or to lack of critical illumination, chief of which is the latter. The objective has been applied successfully to a number of industrial problems where a high order of resolution was necessary and in every case it has shown superior resolving characteristics.

SPECIAL OCULAR USED

The objective is furnished with a special ocular which yields a more satisfactory image toward the edge of the field than can be secured with the ordinary compensating ocular.

PREPARATION OF SPECIMENS

It was early recognized in the development of high-power metallography that if brilliant, crisp images were to be secured some radical improvements would have to be worked out in the preparation of specimens. By its nature, the work requires a flat specimen with a brilliant polish, free from all visible scratches at very high magnifications. If a metal could be cut without dragging or distorting the surface and without leaving any scratches or buried tracks of scratches, an ideal specimen ready to etch would be secured. For soft metals this state has been attained approximately and will be discussed later. For the harder metals the result must be reached by gradually reducing the size and cutting properties of the abrasives so that the same state will be achieved substantially by other means.

The importance of care, thoroughness and absolute cleanliness in the preparation of specimens cannot be overemphasized. (6) The technique which was gradually worked out in this laboratory and is now in use has been fully described.

The methods employed are quite similar to common practice. Care is exercised in the selection of polishing materials and long experience and practice possibly contribute toward ultimate success. It can be said that as the resolving power is stepped up the preparation difficulties also pile up and it seems probable that the limiting factor in microscopy will not be optical but the more commonplace one of the personal equation. In microscopy and in photography results are achieved in the final analysis by control of contrast. If we are to see or to photograph very fine detail there must be individual or group contrast. This contrast is developed in a properly polished specimen by etching or staining. Precise methods are em-

ployed by standardizing etching reagents and by exact control of the time of etching. (7) Some further comments on this subject will be found in another paper by the writer in the Transactions of the American Society for Steel Treating.

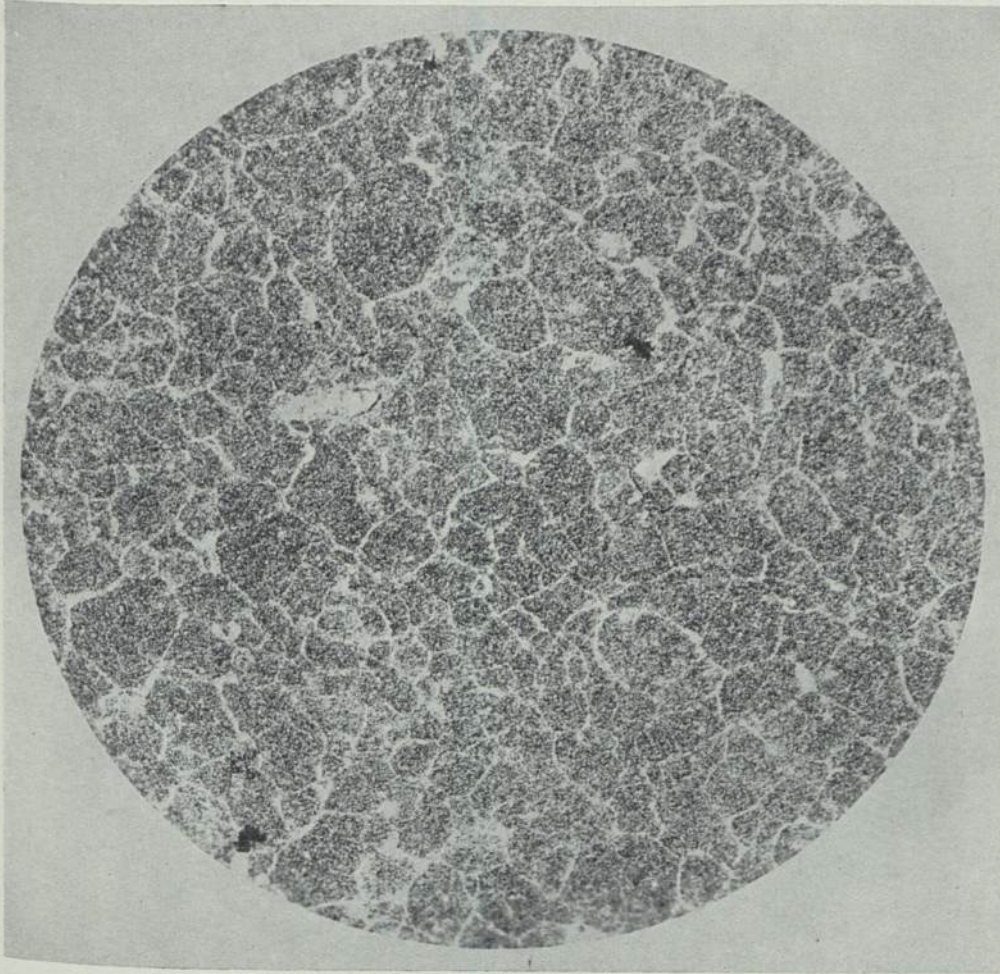


FIG. 9

MICROTOME METHODS APPLIED TO SOFT METALS

DIFFICULTIES ENCOUNTERED IN POLISHING SOFT METALS

The preparation of soft metals for microscopic examination has been regarded as a difficult task because of the ease with which these metals are deeply scratched by the abrasives used in polishing. Lead and lead cable sheath alloys, for example, have been exceedingly difficult to study microscopically and, until recently, fine structural details have been obscured in the preparation of the specimen.

Various investigators have described in the literature the methods which they have used in their work, and references are found describing different polishing techniques, cutting methods and some quite unusual procedures most of which would seriously distort or work the specimen during the process of preparation. The polishing methods seemed to rely on subsequent deep etching to remove the

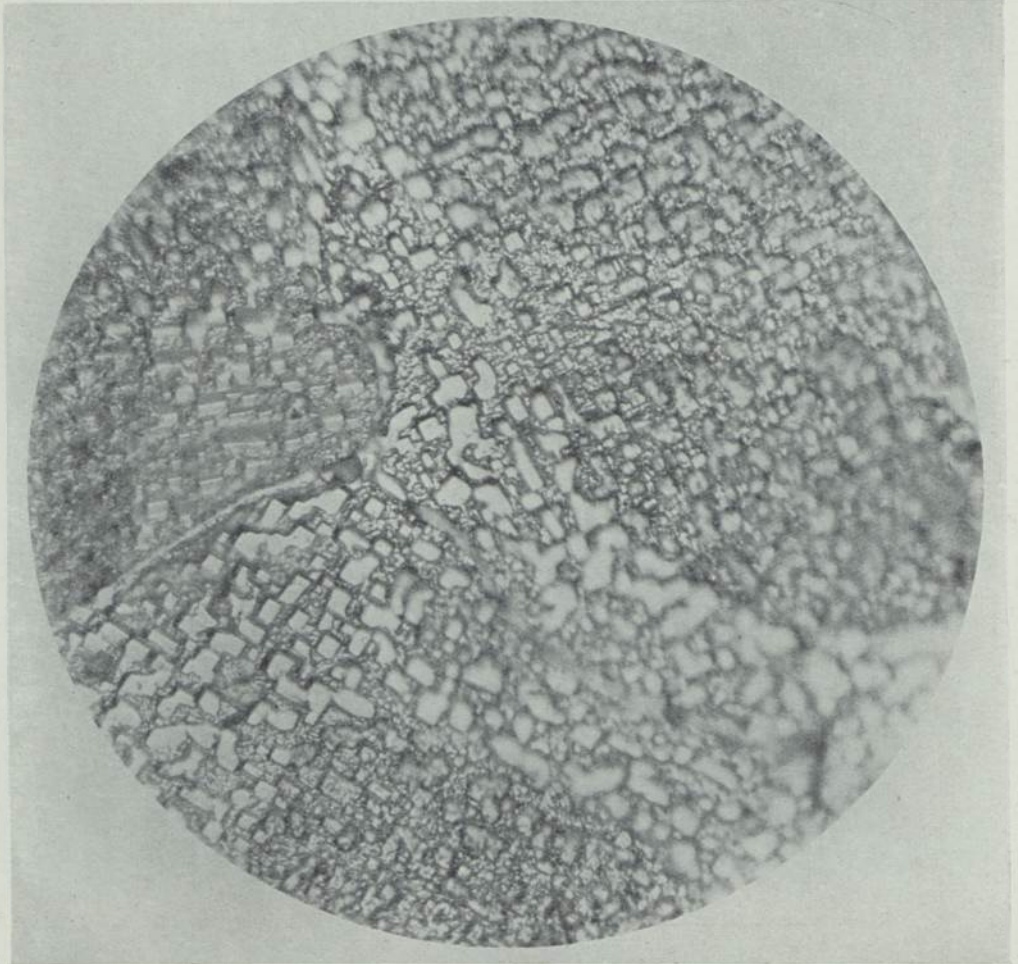


FIG. 10

scratches left by the abrasives. The cutting methods produced results about of the same order as the polishing methods.

It became apparent that the most hopeful ways of attacking the problem would be to improve polishing or cutting techniques. By careful and painstaking methods it was found possible to polish the usual lead-antimony cable sheath alloy so that

by deeply etching the specimen for about 12 minutes in hydrochloric acid, cleaning in nitric acid, and rinsing in tap water, we were able to photograph some details of structure. Low magnifications revealed dark polyhedral grains with widened grain boundaries which were white. At high powers, the white areas contained curious etching figures which were large and prominent at the grain boundaries but gradually receded and disappeared entirely beyond the widened grain boundary area. Obviously, some progressive change was taking place at the grain boundaries. It seemed probable that regranulation had occurred in the widened areas. The conditions are illustrated in Figures 9 and 10.

The results indicated that better preparatory work on the specimen was an

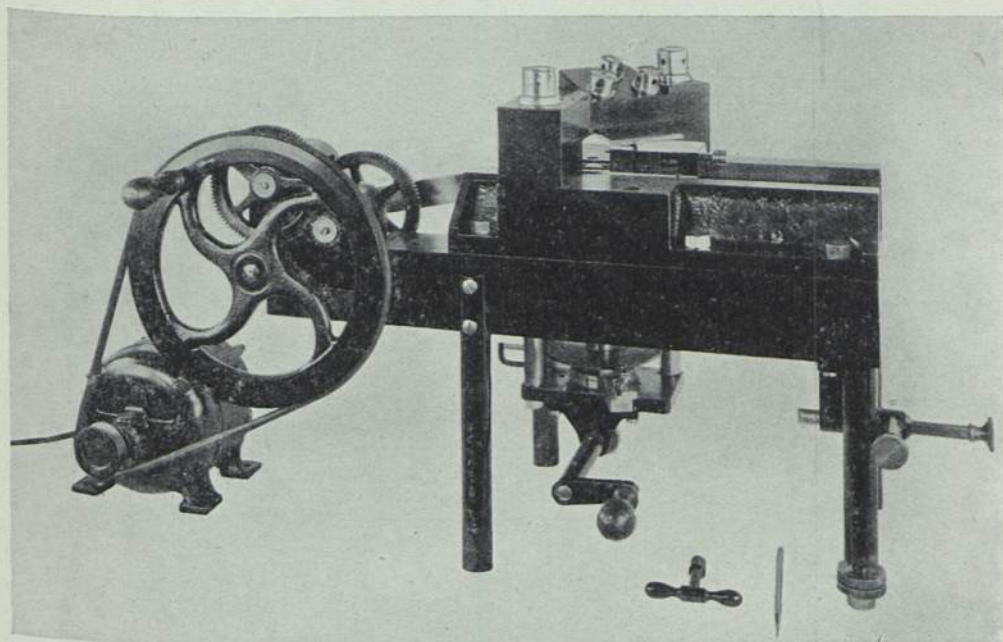


FIG. 11

urgent necessity but the end result apparently had been reached insofar as improvements in polishing methods seemed possible. (8) How better results were achieved and the method of accomplishment is fully described in a paper presented before the 1927 Convention of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers.

JUNG MICROTOME USED

It will suffice to state briefly that the Jung type "K" wood sectioning microtome was adapted to lead and other soft metal sectioning by the simple expedient of honing the knife so as to cut very thin sections. An earlier attempt had been made

to apply this microtome to metal sectioning but it produced deep scratches and seemingly coldworked the metal to appreciable depth below the surface of the specimen. Applying the microscope to the knife, it appeared probable that we should be able to improve cutting properties. A sharp razor is a miniature saw as

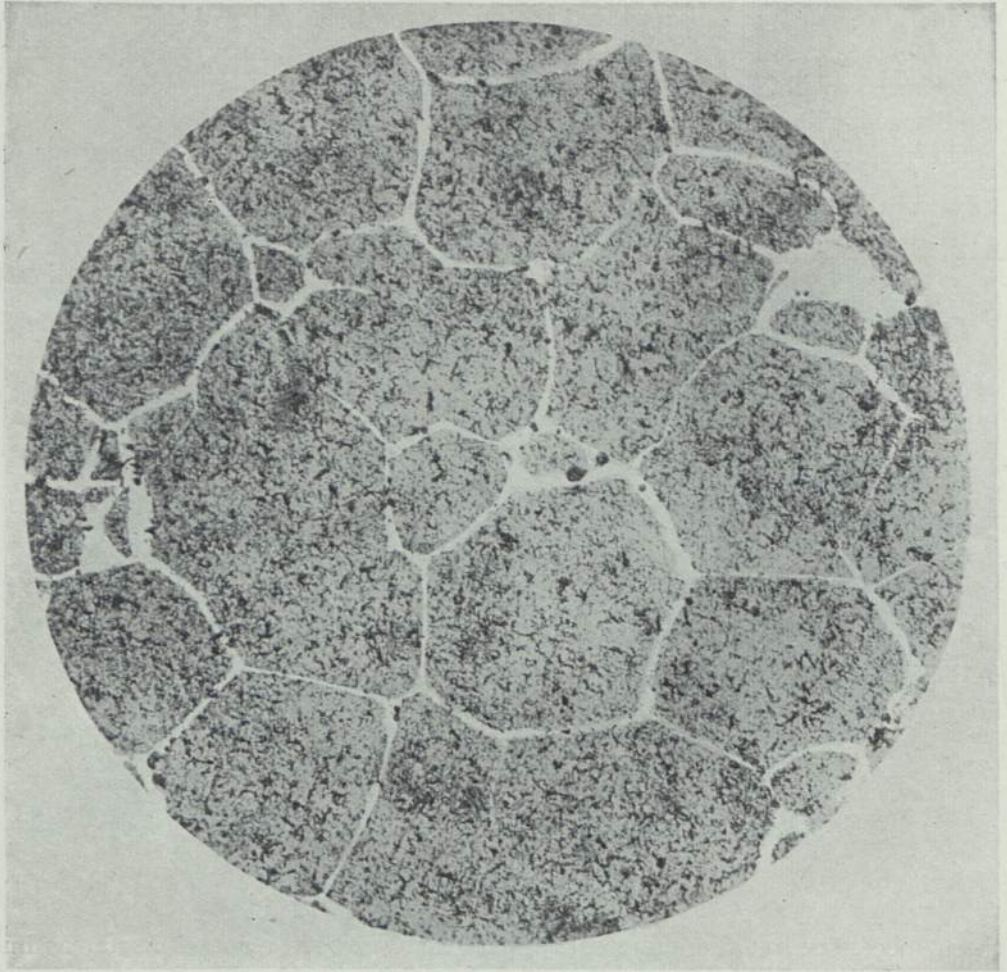


FIG. 12

is well known and the dimensions of the "teeth" determine the depth of the scratches. If the teeth or serrations in the knife edge are minimized, scratches tend to be eliminated. The requirements of the service demand a fine chisel edge, rather than an edge which is usually associated with razors.

Laboratory experiments soon demonstrated that by suitably honing the knife, the depth of the scratches could be controlled. When the knife will cut a section 2

microns in thickness without causing the section to break or crumble, then the block from which the section is cut will be satisfactory to etch and it will produce almost a perfect surface for microscopic examination. There are no scratches visible under the microscope, though to the unaided eye they are apparent; the

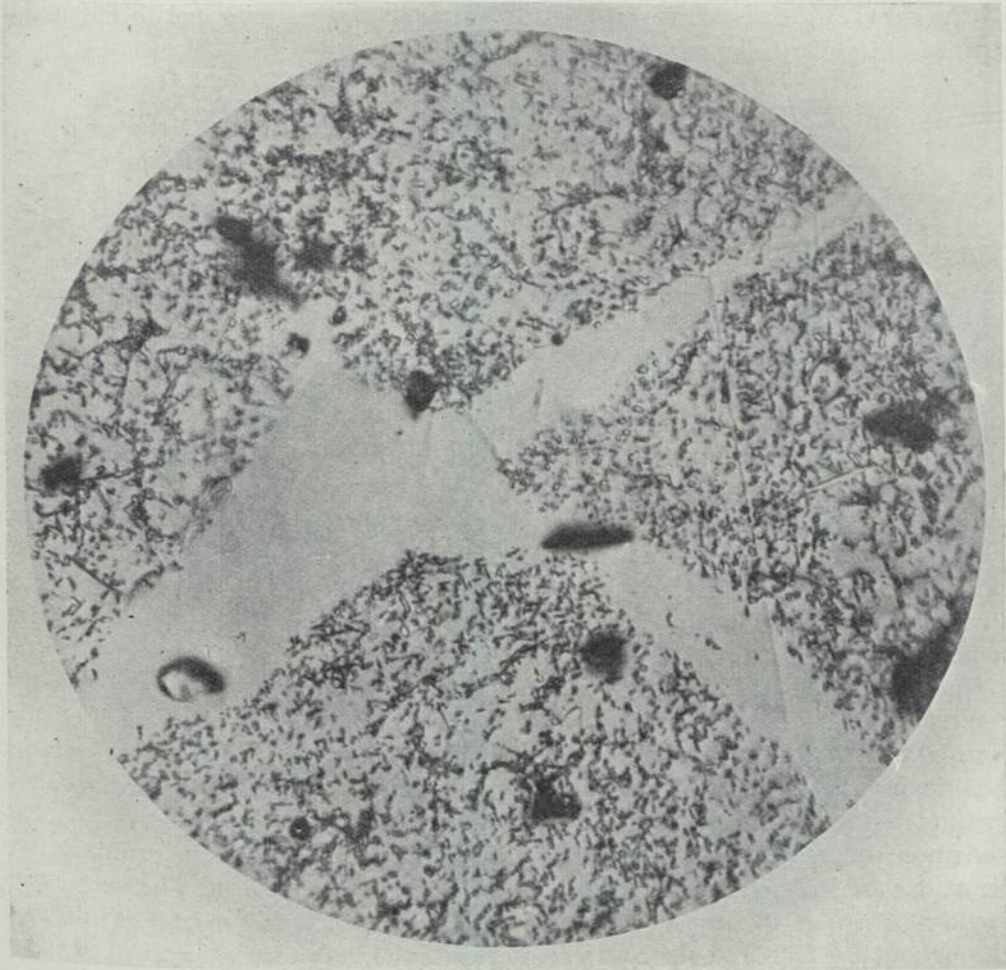


FIG. 13

surface of the specimen is not contaminated by embedded abrasives and the detail stands out clearly and sharply.

When lead alloys are prepared by this method etching for a few seconds in acetic acid and hydrogen peroxide is sufficient to develop the structure. Changes in structure through the agencies of heat or work may be followed with great exactitude; age hardening phenomena and the precipitation of compounds also

are plainly visible. Differences in structures arising from differences in percent of alloying elements of the order of a few hundredths of one percent have been detected.

The microtome is illustrated in Figure 11 and in Figure 12 is shown a lead antimony cable sheath at 200 X which has aged in service for 12 years. In Figure 13 the same sheath is shown at 2450 X. The method permits one to cut a flat surface to the very edge of a fracture.

SOME APPLICATIONS OF HIGH POWER METALLOGRAPHY

OBSERVATIONS ON THE PATH OF FATIGUE FAILURES

In 1924 the National Research Council Division of Engineering requested the cooperation of Bell Telephone Laboratories in the Fatigue Phenomena of Metals Investigation being conducted under the direction of Professor H. F. Moore at the Materials Testing Laboratory, University of Illinois, Urbana, I 11.

The committee desired that we examine the path of fatigue failure in certain specimens which Professor Moore would test with the object of determining the micro-structure and to learn if possible how the fatigue cracks originate, how they progress across the specimen and the structural conditions which promote resistance to fatigue failure.

Specimens of Armco iron were selected as a preliminary step because Armco iron is the purest commercial form in which iron may be obtained. It was the opinion of those interested in the project that Armco iron would offer the fewest number of structural complications and any information derived from the study would have some bearing later if the study of steels were undertaken.

On the completion of this preliminary study, the committee requested that the results of the studies be made public for the benefit of those interested in the subject. (9) This was done in a paper presented before the Chicago Convention of the American Society For Steel Treating September 20—24, 1926, and later published in the transactions of that society.

Armco iron generally is regarded as practically pure iron and the ordinary five element chemical determination shows a purity of about 99.8 %. The writer was greatly surprised to observe the extent to which included matter is diffused throughout the iron and the conviction grew that the ordinary chemical analysis is not an absolute criterion of purity of this product. The inference, of course, is that much of the induced matter is iron oxide. The particle size ranges from the large inclusions commonly observed at low powers to very small spherical particles, about .07 micron in diameter, which are plainly visible at high powers. The large inclusions usually are distorted in the direction of drawing or rolling. There is no better way of describing what has been observed than to liken the appearance and diffusion of inclusions in Armco iron to the appearance of the heavens on a clear fall night. The small inclusions form a "milky way" in the metal and the dimensions of the particles diminish to the vanishing point of resolution.

The specimen examined and reported on was not tested to destruction, but the test was stopped when cracks became visible. About 65 % of the total length of each crack was photographed at high powers.

Since full details of the study are published in the paper referred to above, the data will not be repeated here. The series of photographs accompanying this paper have been arranged in sequence of their order from origin to end of each crack. The conclusions drawn from this preliminary study were found to be of general interest and are included herewith:

1. Non-metallic inclusions in Armco iron are a potential source of weakness when such metal is subjected to reversed cycles of stress.

2. Iron carbide when occurring as inclusions in Armco iron is not a source of weakness.

3. Non-metallic inclusions seem to be insecurely seated in the metal and the boundary between the inclusion and the metal is the path often followed by the fatigue crack.

4. The non-metallic inclusions act as "stepping-stones" for the fatigue crack. (A description suggested to the writer by Dr. J. A. Mathews and adopted as a most appropriate analogy).

5. Grain boundaries do not appear to be a potential source of weakness.

6. Reversed cycles of stress appear to produce disturbances in the structure of the metal in advance of the visible crack as disclosed by light etching. This condition at times can be disclosed by deeper etching.

7. Disturbances in the metal structure adjoining the path of fatigue failure seems to be highly localized to the immediate neighborhood of the crack.

8. Slip planes, strain lines, Neumann bands or other similar markings were not found if the strained condition of the metal immediately adjoining the crack is disregarded.

These conclusions refer to the specimens of Armco iron which were examined. It is an observed fact that the fatigue failure follows a path marked by solid non-metallic inclusions and the crack seemingly departs from a straight line in many cases to include in its path solid non-metallic inclusions which lie to one side or the other. Even the very small inclusions have a bearing on the trend of the crack. Very often small lateral cracks from the main crack include these small inclusions in their path.

In some instances the crack does not include in its path rather large inclusions which are nearby and which might be expected to exert some controlling influence. This is accounted for by the fact that other conditions either above or below the plane of observation may have exerted the controlling influence.

In the case of one crack the plane of observation was such that the crack ended in a small inclusion but was trending in a straight line toward a group or streak of larger inclusions. By further etching the specimen, the crack was developed from its apparent end across to a large inclusion in the group toward which it was trending.

In Armco iron a fatigue crack is analogous to a tear and it is from one inclusion to another. What would happen when inclusions are not present is a matter yet to be determined by future work. This investigation was not intended to include a study of the exact nature and identity of the included matter although some tentative observations were made.

OBSERVATIONS ON STRUCTURES FOUND IN HARDENED STEELS

Wide differences of opinion still prevail among metallographers as to the cause of hardening in steel and the exact nature of the constituent martensite.

Professor Albert Sauveur of Harvard University, who has made a life-long study of the subject, recently attempted to bring together in a single paper the opinions of a large group of metallographers whom he considered qualified to speak on the subject. (10) Under the title "The Current Theories of the Hardening of Steel Thirty Years Later", presented before the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Dr. Sauveur correlated the answers to a questionnaire which he had propounded and having done so he attempted to answer his own questionnaire. The diversity of opinion on the subject is quite apparent, in fact no two seem to entertain identical views.

Several years ago, working with an iron-carbon alloy (carbon 2.65 %) the writer attempted to produce large well-formed needles of martensite in grains of austenite. It was the desire to deal with individual needles rather than with a large felted mass of needles as commonly found in hardened tool steels; to study their formation and their behavior with regard to different etching reagents, and if possible to learn how austenite decomposes to martensite (11) The problem was attacked by high-power metallography and the preliminary findings were summarized in a paper presented before the American Society for Steel Treating.

From the preliminary study, an attempt was made to draw tentative conclusions as to the probable nature of martensite. It was the opinion:

1. That a martensitic needle is a decomposition along the octahedral crystallographic planes of austenite.
2. That a martensitic needle is confined to an area of uniformly oriented austenite, i. e., a needle never crosses a grain boundary or a twinning plane.
3. That martensitic needles respond to sodium picrate, an etch which selects iron carbide. (They also etch with nitric or picric acid reagents which do not stain or attack iron carbide).
4. That martensitic needles have a mottled granular appearance and sometimes also a line structure depending probably on orientation.
5. That a martensitic needle is an aggregate and not a solid solution.
6. That a martensitic needle marks a decomposition of the austenite probably to alpha iron and iron-carbide highly dispersed.

Three years have elapsed and the study is still being continued. From the original iron-carbon alloy, it has progressed to commercial steels. Many improvements in

the technique of preparing specimens have been worked out and the ultra-violet microscope and the mono-brom naphthalene objective have been brought into play, in some respects with surprising results. A great many observations have been made and many high power photomicrographs have been taken of specimens prepared under carefully controlled conditions. Most of the observations have been repeated several times.

In the preliminary work it seems probable that some slight tempering did occur when the specimens were prepared and the conclusions probably should be amended accordingly. However, it appears to matter very little as later work, some of which is shown for the first time at this Congress, indicates the true position of the preliminary results in the descending gradient of decomposition.

A satisfactory means for preparing hardened steel specimens has been worked out and it is believed that very little if any tempering now occurs by the methods employed.

Many experiments have been conducted and others are now in progress on quenched and on quenched and drawn specimens of commercial steels. These observations are by no means complete but they do seem to be leading toward certain well defined conclusions based on observed facts.

The phenomena of hardening in steel and in other alloys appear to have much in common. In steel, the structural changes are complicated by an allotropic change in the iron. Without this allotropic change, it is believed that metallographers would have arrived at concordant views some years ago.

In plain carbon steels quenched from about 1000°C a white field results dotted with black particles. White acicular forms appear but often are fragmentary or incomplete in form and as the specimen is etched more and more the white forms persist, but the interspaces dissolve away and appear black. Obviously, then, the needle forms are the more resistant to develop etching figure and systems of crystallographic planes. These white needle forms have been referred to by others as "white martensite". They have the characteristics of solid solutions. When the structure is first developed the white forms almost invariably show some very fine polishing scratches. The photographs often show that a scratch will appear in one white area, disappear as it passes the black mottled interspace, only to reappear in the next white space or needle. These very fine scratches are not visible to the eye when focussing.

The presence of the fine scratches probably indicates either that the white areas are softer than the interspaces or that they are more resistant to etching. Hence the scratches persist. We do know that the white spaces are more resistant to etching but either hypothesis would indicate that they are more nearly austenitic than the interspaces. Austenite is inherently soft and also quite resistant to etching. It seems likely that the white needle forms may be either pure austenite or austenite in which evidences of decomposition have not as yet come into the range of microscope vision. These needle formations when in this condition are therefore referred to as residuals—probably areas of austenite in which decomposi-

tion has occurred by precipitation of very small particles uniformly diffused.

Here and there throughout such a specimen are found needles which have etched dark brown to black. Usually they are free of scratches and they etch more rapidly than the mottled interspaces. From what has been learned of tempered structures, these needle-like forms appear to be "white residuals" which have been tempered in the cooling of the specimen. Sometimes needles are found which have a black or tempered interior and a white or "residual" exterior.

If the etching is conducted so as to develop only the tempered forms, the structures which are least resistant to etching, a white matrix containing brown martensitic needles is secured. The inference might be that the background is austenite when in reality it is austenite containing the white residuals and the dark or less resistant interspaces, i. e., the white background actually is austenite in different stages of decomposition.

Along with the residual and the tempered formations nodular troostite appears.

When specimens of the kind just described are tempered at low temperatures, the white residual areas commence to darken and to take on a mottled appearance. As the drawing temperature is increased, this change becomes more and more apparent and at about 300° C the needles are obviously an aggregate. At about 400° C the whole specimen is fully mottled black and white and structurally is a very fine aggregate with little contrast. At 500° C, tiny carbide globules are formed and the background starts to clear somewhat. At 600° C the old needle forms and the nodules of troostite originally present in the quenched condition are marked in outline by globular carbides. Small carbides also appear throughout the whole structure. At 650° C the structure is fine pearlite or perhaps it would be more correctly described as spheroidized cementite in ferrite, but with the old outlines still persisting.

It would appear then, that when tempering is avoided in the preparation work, or at least approximately so the mechanism of decomposition may be pictured about as follows:

At elevated temperatures, the austenitic condition prevails and structurally the metal is composed of polyhedral grains of gamma iron holding the carbide in solid solution.

When the specimen is quenched, two things seem to occur.

1. Some or all of the iron changes from gamma to alpha iron as is well known.
2. Carbide is precipitated in very small particles.

The alpha iron and the carbide appear as the constituent troostite and possibly independently, though of this the evidence does not appear clear.

Troostite may appear as large nodules, roughly globular in shape under ideal conditions of growth. The nodules develop about a nucleus and are found to be composed of radial grains which reveal orientation phenomena when revolved about the optical axis of the microscope. When first formed, the grains appear to be a solid solution; but in the same nodule will often be found grains which are fully stratified pearlite, others which appear to have solid solution characteristics, and

others which are intermediate in structure. As ability to resolve detail improves, it becomes more and more apparent that the solid solution state is a very transitory condition and that in all probability these solid solution grains actually are composed of alpha iron and iron carbide in very small particles intimately mixed

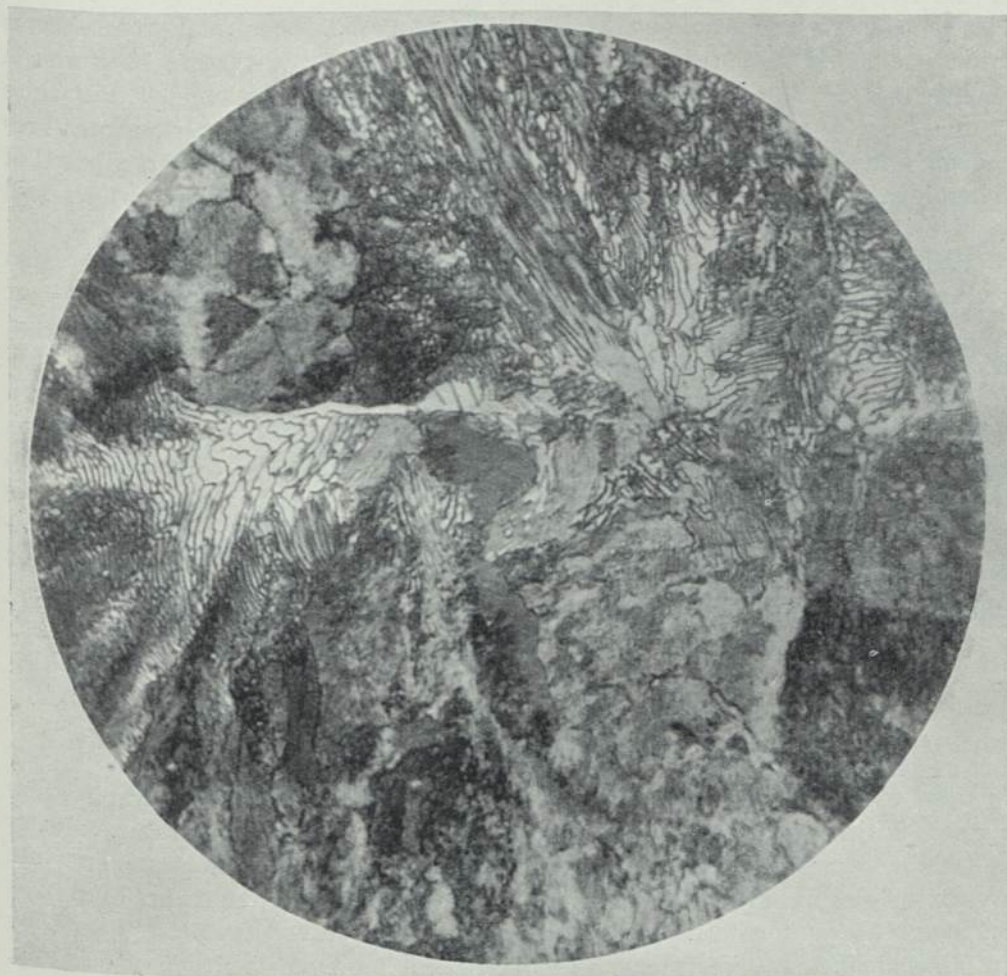


FIG. 14

and dispersed. In Fig. 14 is shown a portion of a troostitic nodule in which various stages of decomposition are apparent.

When a specimen containing nodules of troostite is tempered, the nodules do not grow in dimensions. They stratify to form small grains of pearlite and their old outlines may be traced in a fully normalized pearlite specimen.

Large nodules seem to develop under slightly retarded conditions of cooling.

When the cooling is more rapid, very small particles are formed and in some areas the formation of these particles may have been fully arrested or they may have developed but are so small as to be beyond present methods of reach with the microscope. These areas are the "white martensitic needles" or the "residuals" as the author prefers to call them.

When a specimen containing "residuals" is tempered, the normal process seems to be resumed in these residual areas. At low temperatures, they start to mottle slightly and develop brown areas. As the temperature becomes higher, the white needles turn from very light brown to dark brown and at still higher temperatures become almost black. Finally, they start to clear and obviously are composed of spheroidized carbide particles in a ferrite matrix, the old needle outlines still persisting.

It has been the writer's honor and pleasure to have had the benefit of discussion and association with the Dean of American Metallographers, Professor Albert Sauveur, who in answers to his own questionnaire advanced the hypothesis that martensite is troostite in austenite.

It is this opinion which provided the stimulus for the writer to undertake a series of investigations with the results set forth above. (12) Some further discussion on the nature of troostite will be found in the paper presented before the Franklin Institute. The results on the nature of martensite and troostite are too voluminous to present here except in very brief abstract form, but a number of photomicrographs are being exhibited which it is hoped will prove of interest. A more detailed discussion must await a later date.

DISCUSSION

Prof. C. BENEDICKS, Stockholm

In view of the fundamental importance of microscopy for metallography, any increase in the resolving power of the microscope is extremely important. Now, as well known, the resolving power is improved by an increase of the num. aperture and by a lowering of the wavelength used. It is gratifying, that Mr. Lucas has pursued his experiments using ultra-violet light — a method tentatively used by Dr. Rosenhain many years ago. The main point however was that of deciding, whether it may be possible to increase the resolving power of the microscope beyond that, indicated by the Abbe-Helmholtz theory. According to this, using an ordinary objective of num. ap. = 1,30, and ordinary (green) light, the useful magnification should be about 750 X. According to my own experience, the useful magnification is much higher, say 1500 X; Mr. Lucas probably will support this statement. This however may not be said to disprove the Abbe-Helmholtz theory. As a matter of fact, in calculating the above value (750 X) the assumption has been made, that there is a constant smallest value of the angular distance between two points, which may still be distinguished by the human eye. Now this assump-

tion is not well founded; that angular value, even for a given eye, is certainly a function of the intensity of light and of the contrasts. Consequently it appears by no means excluded, that a useful magnification might be reached beyond that, which is generally indicated as possible.

CAPTIONS

- Figure 1 — Operating Room.
 “ 2 — Preparation.
 “ 3 — Accessory Cabinet.
 “ 4 — Martens Equipment.
 “ 5 — Specimen Holders.
 “ 6 — Manganese Steel, water toughened and drawn at 750° C — 200 X.
 In this condition, the steel is brittle.
 “ 7 — Same specimen as shown in Figure 6 — 3500 X. Three dimension
 photography at high powers. Investigation conducted for Taylor-
 Wharton Iron and Steel Company, Highbridge, N. J.
 “ 8 — Ultra Violet Equipment.
 “ 9 — Structure of Aged Lead-Antimony Cable Sheath. Specimen pre-
 pared by polishing method and deeply etched with HCL 50 X.
 “ 10 — Same as Figure 9 except magnification is 1500 X.
 “ 11 — Microtome.
 12 — Structure of Lead-Antimony Cable Sheath which has seen long
 service. Note widened grain boundaries and mottled grains — 200
 X.
 “ 13 — Same as Figure 12 except magnification is 2450 X.
 “ 14 — Section of a large troostitic nodule in a specimen of hardened
 0.90 % C. steel. Note incipient and well developed stratification.

REFERENCES

1. Lucas; “An Introduction to Ultra-Violet Metallography”. Transactions American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. Vol. LXXIII 1926.
2. Hood; “A New Ultra-Violet Transmitting Glass”. Science, Sept. 17, 1926.
3. Van Huerck; “The New Optical Contrivance of the Messrs. Zeiss and the Structures of the Diatomic Valve”. Annales De La Société Belge De Microscopie. Vol. II 1884—1885.
4. Czapski; “On an Objective with an Aperture of 1.60 N.A. (monobromide of naphthalene immersion) Made According to the Formulae of Professor Abbe in the Optical Factory of Carl Zeiss”. Journal of the Royal Microscopical Society, 1890.
5. Czapski; “A System with Aperture 1.60 (monobromnaphthalene) Constructed According to Calculations of Professor Abbe in the Optical Laboratories of Carl Zeiss”. Zeitschrift für Wissenschaftliche Mikroskopie, Vol. 6 No. 4, 1889.

6. Sauveur; "The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel". Third Edition Appendix III.
 7. Lucas; "High-Power Photomicrography of Metallurgical Specimens". Transactions American Society for Steel Treating Vol. IV 1923.
 8. Lucas; "Application of Microtome Methods to the Preparation of Soft Metals for Microscopic Examination". Presented before The American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, February 1921. Issued as pamphlet No. 1654—E with Mining and Metallurgy February 1927.
 9. Lucas; "Observations on the Microstructure of the Path of Fatigue Failure in a Specimen of Armco Iron". Transactions American Society For Steel Treating April 1927.
 10. Sauveur; "The Current Theories of the Hardening of Steel — Thirty Years Later". Transactions American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. Vol. LXXIII 1926.
 11. Lucas; "The Micro-Structure of Austenite and Martensite". Transactions American Society For Steel Treating. December 1924.
 12. Lucas; "High-Power Metallography — Some Recent Developments in Photomicrography and Metallurgical Research". Journal Franklin Institute. Vol. 201 February 1926.
-

ÜBER DAS WESEN DER REKRISTALLISATIONSKERNE

von

A. E. VAN ARKEL

Im allgemeinen nimmt man bei Rekristallisationsprozessen wahr, dass von bestimmten Punkten aus, ein neuer Kristall sich bildet. Die Punkte, von denen die neuen Kristalle ausgehen, nennt man meistens Kristallkerne. Über das Wesen dieser Kerne sind die Meinungen noch geteilt. Während ursprünglich angenommen wurde, dass die Kristallkerne einfach schon vorhandene kleine Kristalle oder Kristallsplitter sind, die auf Kosten ihrer Nachbarkristallen weiter auswachsen, hat sich in den letzten Jahren eine andere Vorstellung entwickelt.

Bekanntlich tritt Rekristallisation nur nach mechanischer Beanspruchung ein. Nach der oben skizzierten Auffassung würden die Kristallkerne kleine Kristalle sein, die bei der mechanischen Deformation unverletzt geblieben sind. Dann ist es aber nicht leicht zu verstehen, warum die Zahl der Kristallkerne mit zunehmender Deformation steigt, wie tatsächlich gefunden wird. Eher würde man annehmen müssen, dass die Kristallkerne die Stellen stärkster Deformation vorstellen, bzw. sich bilden an den Stellen maximaler Deformation.

Nun zeigen einige Rekristallisationsversuche mit Aluminium ausgeführt, dass unter Umständen kleine Kristalle als Kerne auftreten können, dass aber diese Kristalle, wenn sie nur sehr wenig deformiert sind, die Fähigkeit, weiter wachsen zu können, verloren haben.

Wenn man in einem feinkörnigen Aluminium bestimmte Punkte stark deformiert, z. B. durch einen Nadelstich oder Schlag mit einem sehr kleinen Hammer, dann werden sich beim Erhitzen der Probe auf z. B. 600° C in den deformierten Punkten neue Kristalle bilden. Diese können aber nur so weit auswachsen, als das deformierte Gebiet sich ausdehnt, und die Rekristallisation kommt bald zu Ende. Das Bild nach vollständiger Rekristallisation ist in Fig. 1 angegeben.

Wenn man das Material wenig, aber gleichmässig deformiert, z. B. durch eine Dehnung von 2 %, bildet sich eine kleine Zahl neuer Kristalle aus, die nun aber, da die Deformation sich über das ganze Material ausdehnt, so weit auswachsen können, bis das ganze Metallstück rekristallisiert ist.

Beide Arten der Deformation, die kleine, aber allgemeine und die starke, aber räumlich beschränkte, können wir nun gleichzeitig anbringen. Die Kristalle, die

an den stark deformierten Stellen sich in grosser Zahl bilden, können jetzt wohl in das wenig deformierte Metall weiter wachsen, bis sie in Berührung kommen mit Kristallen, die sich an den anderen Punkten des Metallstückes zufolge der Dehnung gebildet haben. Wir können also erwarten, dass sich um den stark deformierten Stellen ein Hof von grossen Kristallen gebildet hat, die von diesen Punkten in alle Richtungen ausgehen. (Fig. II). Damit ist also bewiesen, dass kleine Kristalle im deformierten Metall als Kerne auftreten können. Jetzt wollen wir zeigen, dass die Kristalle ihr Wachstumsvermögen durch eine kleine Deformation schon verlieren. Wir nehmen jetzt ein Stäbchen von der Art wie in Fig. I angegeben und dehnen dieses um einige Prozente. Nun wird von einer bestimmten Dehnung ein feinkörniges Material weit stärker beeinflusst wie ein grobkörniges, da die Zahl der Kristalle, die sich bei der Rekrystallisation bilden, desto grösser ist, je feinkörniger das Ausgangsmaterial. Weiter ist die minimale Dehnung, die erforderlich ist, um eben noch eine Rekrystallisation hervorzurufen, grösser bei einem groben Material als bei einem feinkörnigen.

Man kann also die Dehnung so wählen, dass sie eben ausreicht um die feinkörnigen Teile des Stäbchens zur Rekrystallisation zu bringen, aber zu klein ist, um auch die eingeschlossenen grösseren Kristalle rekrystallisationsfähig zu machen. Die letzteren werden also nach erfolgter Rekrystallisation zurück bleiben, bzw. erst nach sehr langem Erhitzen allmählich verschwinden. Jetzt zeigt sich, dass die kleine Deformation der eingeschlossenen Kristalle, die noch unterhalb der Deformationsschwelle liegt, den Kristallen ihre Fähigkeit, weiter zu wachsen, genommen hat, denn nach erfolgter Rekrystallisation liegen die ursprünglich grösseren Kristalle ungeändert in der jetzt sehr grobkörnigen Umgebung. (Fig. III).

Ein undeformierter Kristall kann also als Kern auftreten, bei der Deformation geht dieses Vermögen verloren.

Damit erscheint es ausgeschlossen, dass die Kristallkerne im allgemeinen Kristalle sein können, die bei der Reformation unverletzt geblieben sind. Bei starker Beanspruchung werden doch wohl alle Kristalle mehr oder weniger deformiert werden. Es bleibt also nur noch die Möglichkeit übrig, dass an bestimmten Stellen sich spontan neue, spannungsfreie Kristalle ausbilden. Es muss also ein gespannter Kristall spontan in einen ungespannten übergehen. Nun ist in vielen Systemen die Übergangswahrscheinlichkeit der Umwandlungsenergie proportional und der Übergang wird sich also am leichtesten vollziehen, wenn die Spannung oder die Störung maximal ist. Dort also werden sich Kristallkerne bilden können, wo zufälligerweise eine grosse Deformationsenergie vorhanden ist. Schematisch ist dieses Verhalten in Fig. IV angedeutet.

Diese Auffassung lässt sich nun weiter kontrollieren durch folgende Überlegung.

Wir denken uns ein Metall, das in zwei allotropen Zuständen vorkommen kann, z. B. Eisen in β - und γ -Form.

Die Übergangswahrscheinlichkeit ist wieder der Umwandlungsenergie proportional, also werden sich Übergangskeime bilden an Stellen, wo z. B. durch Tempe-

ratursschwankungen sich eine grössere Energie gehäuft hat. Wenn man also das undeformierte Metall auf eine Temperatur erhitzt, die nur sehr wenig höher ist als der Umwandlungspunkt, wird sich eine bestimmte Anzahl Umwandlungskeime bilden, die, wie wir zeigen können, von der Kerngrösse des Metalls weitgehend unabhängig ist.

Wird dagegen *deformiertes* β Eisen auf eine Temperatur erhitzt die etwas niedriger ist als die Umwandlungstemperatur $\beta - \gamma$, dan können sich an einigen Stellen (Rekristallisationskerne) spontan neue β -Kristalle ausbilden; wird aber dasselbe



FIG 1

FIG 2

FIG 3

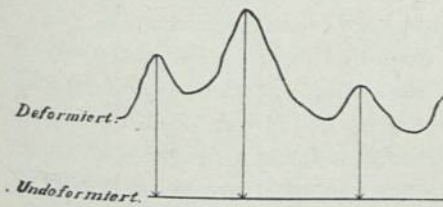


FIG. 4

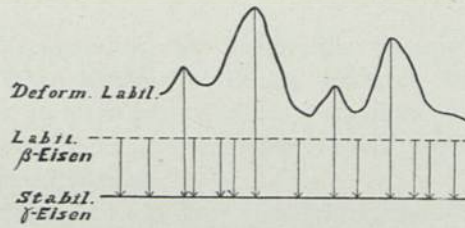


FIG 5

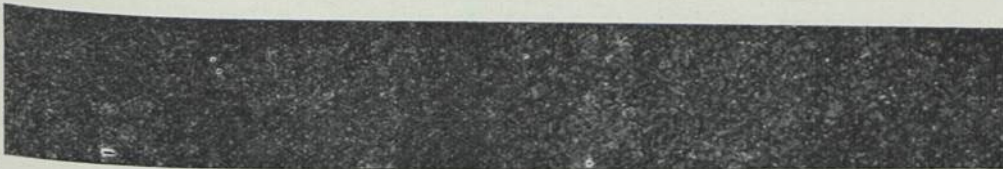


FIG. 6

Stück etwas über die Umwandlungstemperatur erhitzt, so können (fig. V) sich jetzt spontan an diesen Stellen neue γ -Kristalle bilden. Oberhalb der Umwandlungstemperatur verhalten, sich also die Rekristallisationskerne als Umwandlungskerne, und die Zahl der Übergangskerne, die von der Korngrösse des Materials unabhängig ist, wird zunehmen, wenn das Metall vorher deformiert war. Fig. VI zeigt ein kohlenstofffreies Armco-Eisen, dessen eine Hälfte durch Walzen deformiert war. Dieser Teil ist nach der Umwandlung feinkörniger als der nicht deformierte Teil.

Für nähere Einzelheiten der Versuche, besonders die Ätztechnik, auf die hier nicht eingegangen werden kann, verweise ich nach früheren Arbeiten. (Z. f. Phys.).

Zusammenfassend können wir sagen, dass aus den oben geschilderten Versuchen mit grosser Wahrscheinlichkeit abzuleiten ist, dass Kristallkerne kleine spannungsfreie Kristalle sind, die sich an Stellen mit grösser Deformationsenergie spontan ausbilden können.

PRÜFUNG DER ABNUTZUNG

von

OBERBAURAT ING. M. SPINDEL

Leiter des Materialprüfungslaboratoriums der Österr. Bundesbahnen in Innsbruck.

Bei den Versuchen der Bundesbahndirektion Innsbruck wurde festgestellt, dass durch *bloßes Gleiten* von Stahl auf Stahl, Eisen, Metallen oder Steinen bei *mässigen Gleitgeschwindigkeiten und Anpressdrücken* ganz namhafte Abnutzungen und Deformationen entstehen können, welche bei nicht verschleissfesten Stählen bis auf 1 mm Tiefe in der Minute gehen.

Der Verschleiss d.i. Abnutzung und Verformung der Materialien erzeugt Kerbwirkungen, Eigenspannungen und erhöhte Kräfteeinwirkung, wodurch die Sicherheit gegen Bruch zum Teile oder ganz verloren geht und die verschlissenen Gegenstände dann wirklich reissen, brechen, zerdrückt und zermürbt werden, wenn sie nicht rechtzeitig aus den Betrieben ausgebaut werden.

Bild 1) zeigt uns Schienen nach etwa 12 jähriger Liegedauer im Arlbergtunnel, wie sie am Schienenkopf abgenutzt und deformiert und auch an der Auflagerstelle des Schienenfusses kerbartig ausgescheuert wurden, so dass diese Oberbaustrecke wegen zahlreicher Schienenbrüche ausgewechselt werden musste.

Bei den auf Verschleiss beanspruchten baulichen und maschinellen Anlagen ¹⁾ ist die Sicherheit und das verlässliche Funktionieren der Betriebe, deren Lebensdauer sowie die Kosten für Betriebsführung, Erhaltung und Erneuerung vorwiegend von dem grösseren oder geringeren Verschleisswiderstande der verwendeten Materialien abhängig.

Obwohl seit Jahrzehnten bekannt ist, dass der Verschleisswiderstand durch Festigkeit und Härte nicht gekennzeichnet ist und darum seit Bauschinger natürliche und künstliche Gesteine und ähnliche Baustoffe bezüglich des Abnutzungswiderstandes eigens geprobt und gewertet werden, bestellt und liefert man die weit wichtigeren Materialien für Schienen, Radreifen, Bremsklötze, Lager, Bagger, Zerkleinerungs- und Mahlvorrichtungen u.s.w. u.s.w. noch immer bloss nach der Bruchfestigkeit und Kugeldruckhärte, was zur Folge hat, dass die Lieferwerke den höchsten Anforderungen an Festigkeit entsprechen und der Verschleisswiderstand

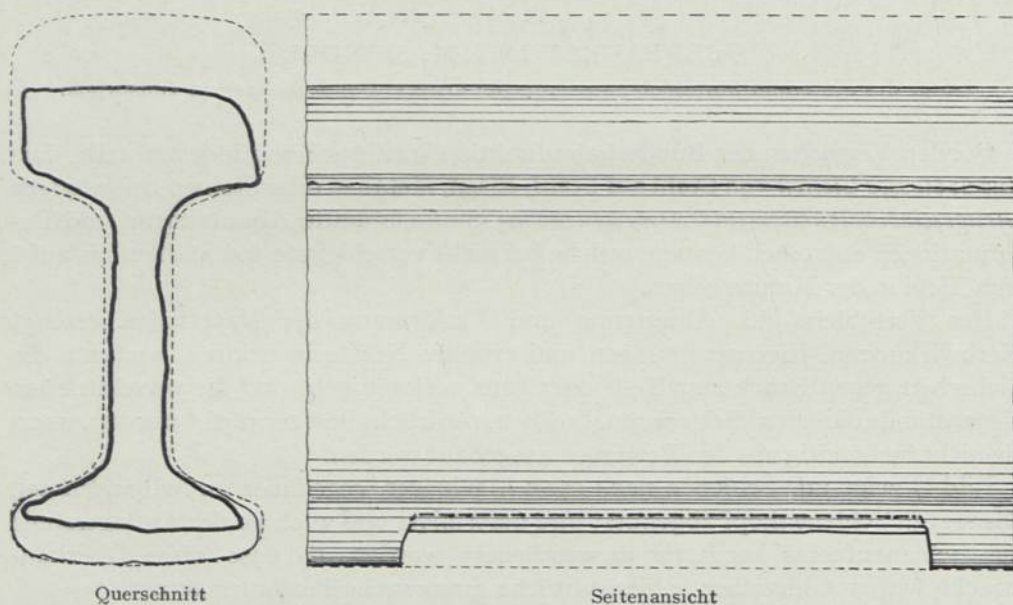
¹⁾ Ähnliches gilt auch für die Gegenstände des täglichen Gebrauchs wie Kleider Schuhe u.s.w.

dabei häufig sogar noch geringer wird. Das kommt daher, weil die für den Verschleiss wesentlichen Faktoren nicht klar erfasst werden konnten.

Man suchte ganz vergebens nach irgendwelchen eindeutigen Beziehungen zwischen Zerreiissfestigkeit, Fließgrenze, Dehnung, Kontraktion, Kugeldruckhärte u.s.w. und den Verschleisseigenschaften, denn bei der Erprobung der vorangeführten Festigkeitseigenschaften können die für den Verschleiss massgebenden Faktoren gar nicht erfasst und berücksichtigt werden.

Chemische Zusammensetzung und metallographisches Aussehen können wohl

Schienenabnutzung im Oirbergtunnel im Jahre 1925



Querschnitt

Seitenansicht

Form I§	voller Querschnitt	verminderbar Querschnitt	Verminderung in %
Querschnittsfläche	60° cm. ²	33,9 cm. ²	43,5
Trägheitsmoment.	1455 cm. ⁴	555 cm. ⁴	61,8
Widerstandsmoment	175 cm. ³	81 cm. ³	53,7

Abb. 1

verschiedenartige Verschleisseigenschaften besser erklären, aber auch nicht eindeutig und sicher angeben.

Verschleisswiderstand und Angriffsschärfe, sind genau zu erprobende spezifische Güteeigenschaften eines Materials, deren ziffernmässige Gütewerte, ebenso wie für die Schmierfähigkeit eines Schmiermittels, naturgemäss nur relativ mit Bezug auf gewisse nachstehend angeführte Verschleissfaktoren gelten.

a. Beschaffenheit der Oberfläche (rauh, geschliffen, poliert u.s.w.).

- b. Vorhandensein von Schmier- oder Scheuermitteln (auch Nässe, Schmutz, Staub u.s.w.)
- c. Chemische Einwirkung schädlicher Gase, Wässer u. dgl.
- d. *Gleitgeschwindigkeit* beim Gleiten, Rollen, Stossen u.s.w. (*wichtigster Verschleissfaktor*).
- e. Spezifischer Druck (weniger ausschlaggebend als die Gleitgeschwindigkeit).
- f. Temperatur.

Die Hauptanforderungen an eine Verschleissprüfmaschine sind:

I. Einstellung für *gleitende, und rollende gleitende Reibung* mit beliebigem Prozentgehalt des Gleitens (Schlupfes), ohne oder mit Verwendung von Schmiermitteln (der massgebende Verschleiss entsteht durch das Gleiten).

II. Ziffernmässige Güterwerte für den Widerstand des zu prüfenden Materiales gegen *Abnutzung und Verformung* bei *verschiedenartigen* dem Verwendungszweck möglichst angepassten Verschleissfaktoren gemäss a) — f).

III. Ziffernmässige Güterwerte für die *Angriffsschärfe* eines Metalles auf andere Stoffe bei verschiedenartigen Verschleissfaktoren gemäss a) — f), da nur *Angriffsschärfe und Verschleisswiderstand zusammen, praktisch verwendbare Güteigenschaften* liefern.

IV. *Selbsttätige Registrierung der Abnutzung*, des Prüfstückes und des Angriffes auf andere Stoffe, da nur so die Eigenschaften ad II und III zuverlässig erfasst und beurteilt werden können.

V. Bestimmung und *selbsttätige Registrierung der Reibungsarbeit* (besonders wichtig bei geschmierten Materialien auch zur Erprobung der Schmierfähigkeit).

VI. Der Verschleissversuch soll bei ungeschmierten Materialien möglichst auf eine *Abnutzungstiefe von 1mm, keineswegs aber unter 0.1—0.2 mm* durchgeführt werden können, da andernfalls vorwiegend die Oberflächenbearbeitung geprüft wird.

VII. Der Verschleissversuch soll an *jeder beliebigen Stelle der Oberfläche und des Querschnittes* möglich sein, um Unterschiede bei gehärteten, vergüteten, geschweissten oder an und für sich ungleichmässigen Materialien festzustellen.

VIII. Der Verschleissversuch soll *in wenigen Minuten durchgeführt* werden können, damit er als *Kontrollprobe* in den Werken und als *Abnahmeprobe* verwendet werden kann.

IX. Der Verschleissversuch soll stets *gleichmässige Werte* mit kleinen mittleren Fehlern ergeben.

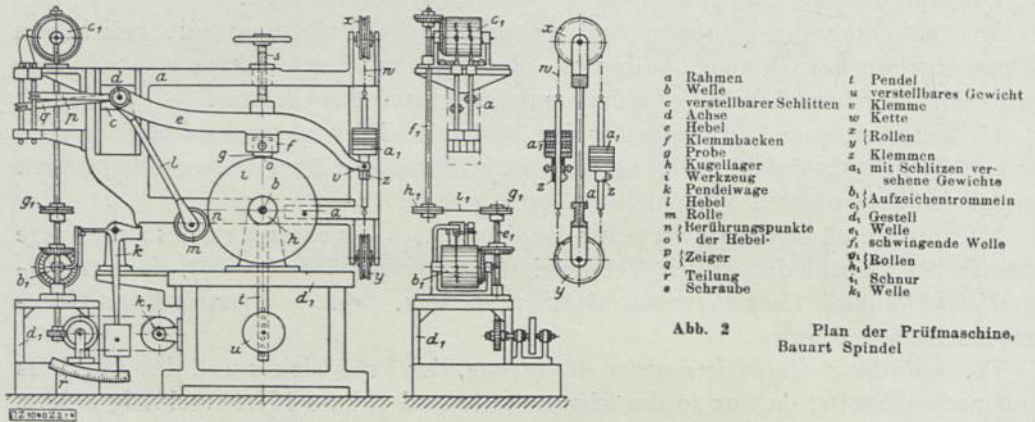
X. Nebst dem Verschleiss soll auch der *Bearbeitungswiderstand* ermittelt werden können, da diese beiden inniger miteinander zusammenhängen als mit der Festigkeit oder Härte.

ABNUTZUNGSPRÜFMASCHINEN UND VERFAHREN SEIT DEM KONGRESSE IN NEW-YORK

1. Bauart Scheibbe, bei welcher das Prüfstück mit *Karborundumscheiben* geschliffen wurde, (bei konstanter Reibungsarbeit ohne Registrierung der Abnutzung).

2. Bauart Amsler der Gebrüder Amsler in Schaffhausen, bei welcher zwei mit Federdruck angepresste Zylinder mit 10 mm Breite aufeinander rollen, wobei durch den Unterschied in den Durchmessern der Zylinder auch ein teilweises Gleiten eintritt. Als Gegenrolle dient ein glatter gehärteter Stahlzylinder oder ein zweites Versuchsstück. Die Reibungsarbeit kann registriert werden, die Abnutzung dagegen nicht.

2. Bauart Füchsel der Firma Mohr und Federhoff in Mannheim, welche ähnlich



- | | |
|------------------------------|-----------------------------------------------|
| a Rahmen | t Pendel |
| b Welle | u verstellbares Gewicht |
| c verstellbarer Schlitten | v Klemme |
| d Achse | w Kette |
| e Hebel | x (Rollen) |
| f Klemmbacken | y z Klemmen |
| g Probe | a ₁ mit Schlitz versehenes Gewicht |
| h Kugellager | b ₁ Aufzeichentrommel |
| i Werkzeug | d ₁ Gestell |
| k Pendelwage | e ₁ schwingende Welle |
| l Hebel | f ₁ (Rollen) |
| m Rolle | g ₁ (Schnur) |
| n Berührungspunkte der Hebel | h ₁ (Welle) |
| o Zeiger | i ₁ (Schnur) |
| p Teilung | j ₁ (Welle) |
| q Schraube | |

Abb. 2 Plan der Prüfmaschine, Bauart Spindel

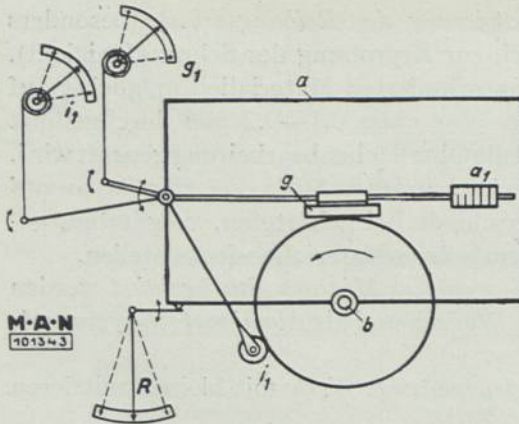


Abb. 3.

Schema des Abnutzungsprüfvorganges nach Spindel.

- a = Wagebalken (Rahmen)
- a₁ = meßbare Belastung mittels Hebel
- b = Drehachse für Werkzeug und Wagebalken
- g = Werkstück am Belastungshebel
- g₁ = Abnutzung des Werkstückes + Werkzeuges
- i = Werkzeug
- i₁ = Abnutzung des Werkzeuges
- R = Reibungskraft zwischen Werkstück und Werkzeug.

arbeitet wie die Amsler-Maschine, jedoch dahin verbessert wurde, dass der Anpressdruck hydraulisch erfolgt.

4. Bauart Spindel der M. A. N. Nürnberg, bei welcher zumeist Metall auf Metall langsam gleitet oder mit beliebig einzustellendem Schlupf rollt, wobei mit beliebigen Anpressdrücken, Gleitgeschwindigkeiten und Temperaturen mit und ohne Verwendung von Schmiermitteln gearbeitet werden kann. Bei der wichtigsten Prüfart schleift eine Blechscheibe ein Kreissegment in das Prüfstück ein, wobei Abnutzung des Prüfstückes und der Scheibe sowie die Reibungsarbeit selbsttätig registriert werden.

5. Prüfverfahren von Brinell, der ebenso wie bei der Prüfmaschine Bauart Spindel mit einer Blechscheibe ein Kreissegment in den Versuchskörper einschleift, jedoch nicht mit Metall auf Metall arbeitet, sondern sich eines eigenen Schleifmittels (Sand) zwischen Blechscheibe und Prüfstück bedient.

Überdies haben sich seit 1912 nebst den schon vorher bekannt gewesenen Forschern und Instituten noch weitere hervorragende Fachleute wie Diehl, Filié, Frémont, Heathcote, Hurst, Kühnel, Lukasczyk, Meyer H., Piwowarsky, Roš, Schulz E. H., Stanton u. a. mit der Frage des Verschleisses und der Verschleissprüfung beschäftigt. Bezüglich der Ergebnisse wird auf die einschlägige Literatur verwiesen. Der allgemeinste Vorgang der Verschleissprüfung und die dabei festzustellenden

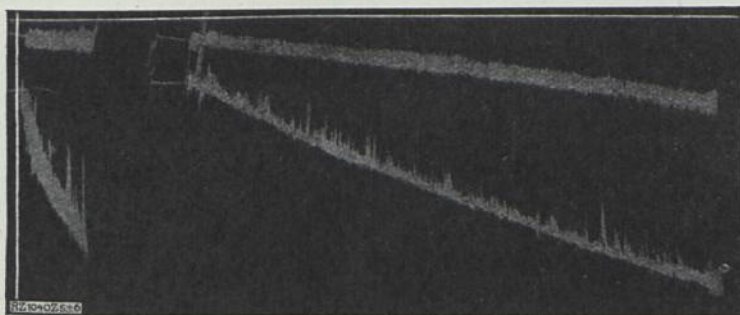


Abb. 4

Abb. 5

Verschleissgütwerte eines Materials sollen an der unter 4 beschriebenen Abnützungsprüfmaschine Bauart Spindel¹⁾ an Hand der Abbildungen 2, 3, 4 und 5²⁾ kurz erläutert werden.

PRÜFVORGANG

Mit der M.A.N. Prüfmaschine, Bauart Spindel, können erprobt werden: der Abnützungs- und Bearbeitungswiderstand, die Schmierfähigkeit von Schmierölen, die Güte von Werkzeugen²⁾.

Für die Erprobung des Abnützungswiderstandes wurden mehrere Versuchsanordnungen ausgebildet, von denen die nachfolgende näher beschrieben sei. Das

¹⁾ Diese entspricht als einzige allen unter I bis X angeführten Hauptauforderungen an eine Verschleissprüfmaschine.

²⁾ Vergl. Spindel in Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure Nr. 46 1922 S. 1071 und Nr. 12/1926 S. 415. in Sparwirtschaft (A. W. B. Ausschuss für wirtschaftliche Betriebsführung) 1926 Heft 2 und 3, in Zeitschrift des Österr. Ing. und Arch. Vereines 1926 Heft 11 und 12, in Tonindustriezeitung 1926, Heft Nr. 70, 73 und 78.

Probestück wird mit einer ebenen Fläche versehen, die an den Umfang einer umlaufenden, etwa 1 mm dicken kreisrunden Blechscheibe mit messbarem Druck angepresst wird. Diese Scheibe wirkt wie ein zahnloses Sägeblatt. Sie schleift ¹⁾ aus dem Versuchsstück einen kreissegmentförmigen Ausschnitt heraus und wird dabei ebenfalls abgenützt. Das Verhältnis des aus dem Probestück ausgeschliffenen Rauminhaltes zur Schleifzeit bzw. zum Schleifweg gibt das Mass für die Abnutzbarkeit des Werkstoffes; das Verhältnis des Inhaltes der kreisringförmigen Abnutzung der Scheibe zum Schleifweg gibt das Mass für die Gegenwirkung des Probestückes auf die Schleifscheibe. Die umgekehrten Werte der angeführten Verhältniszahlen stellen Güteziffern für die „Verschleiss-(Abnutzungs-) Festigkeit“ und „Schonfestigkeit“ eines Werkstoffes dar. Aus diesen beiden Güteziffern wird, wie schon bemerkt, auf die eigentliche „Verschleissgüte“ des betreffenden Stoffes geschlossen.

A = spezifische Abnutzung des Probestückes in mm³,

B = spezifische Abnutzung der Schleifscheibe in mm³,

$\frac{1}{A} = V =$ Verschleissfestigkeit des Probestückes,

$\frac{1}{B} = S =$ Schonfestigkeit des Probestückes, so ist

$$A + B = \frac{1}{V} + \frac{1}{S} = \frac{S + V}{S \cdot V} = \text{Abnutzung von Probestück und Scheibe und}$$

$$\frac{1}{A + B} = \frac{S \cdot V}{S + V} = G = \text{Verschleissgüte des Probestückes}$$

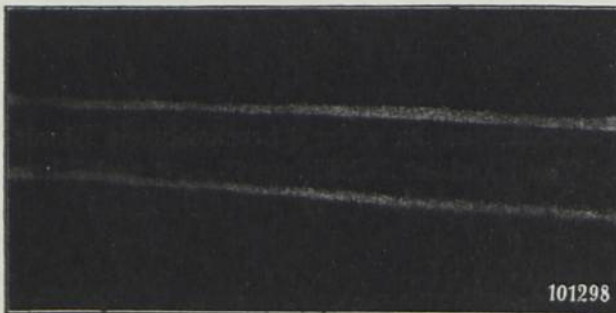


Abb. 6. Abnutzungsschaubild der Siemens Martinstahlschiene laut Abb. 4 bei der Erprobung auf rollende Reibung mit 10 v. H. Gleitung (Schlupf.)

Abzissen: Schleifzeit und Umdrehungen der Schleifscheibe	$\left\{ \begin{array}{l} 1\text{m/m} = 100\text{ s.} \\ 1\text{m/m} = 250\text{ Uml.} \end{array} \right.$
Ordinaten: Obere Linien = Abnutzung der Schleifscheibe	
Untere Linien = Abnutzung der Schleifscheibe + Abnutzung der Prüfrolle	$\left\{ \begin{array}{l} 1\text{m/m} = 0.04\text{ m/m.} \\ \text{Abnutzungstiefe.} \end{array} \right.$

G kann auch nach verschiedenen anderen Grundsätzen ermittelt werden.

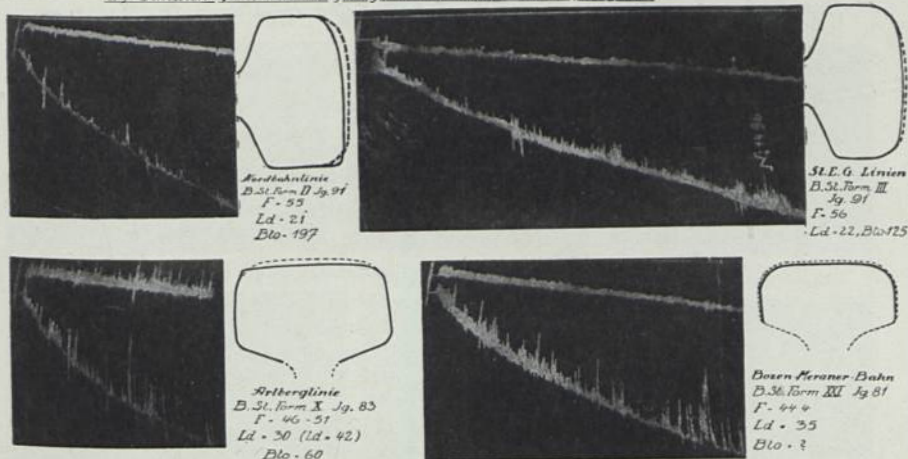
Mit der M. A. N.- Prüfmaschine Bauart Spindel kann mittels einer eigenen Ergänzungsvorrichtung die Prüfung von Eisen, Stahl und Nicht-eisenmetallen auf rollende Reibung mit jedem beliebigen Mass des Gleitens (Schlupf) vorgenommen werden, ohne dass die Rollen zwangsweise angetrieben und mit Durchmessern von bestimmtem Verhältnis hergestellt werden müssen, wobei die Abnutzungs-

¹⁾ Da die Abnutzung und Verformung durch das langsame Gleiten von Stahl auf Stahl kein Schleifen ist, so hält Verfasser hierfür die Ausdrücke „Gleiten“, „Gleitscheibe“, „Gleitweg“, „Gleitzeit“, „Gleitgeschwindigkeit“ u. s. w. für richtiger, und wird bei späteren Veröffentlichungen diese neuen Bezeichnungen gebrauchen.

en der aufeinander rollenden Körper nicht gewogen, sondern selbsttätig aufgezeichnet werden. An einer 10 mm starken Rolle können mindestens drei Verschleiss-

Abnutzungs-Prüfmaschine (Bauart Spindel.)
 Material-Prüfungslaboratorium der Bundesbahndirektion Innsbruck.
 Abnutzungsdiagramme von Schienen aus dem Betriebe.

F - Zerreißfestigkeit in Kg/mm^2 , Ld - Liegedauer in Jahren, Blo - Millionen Drullofonnen
 a) Schienen guter Verschleißfestigkeit und kleiner Zerreißfestigkeit.



b) Schienen schlechter Verschleißfestigkeit und hoher Zerreißfestigkeit

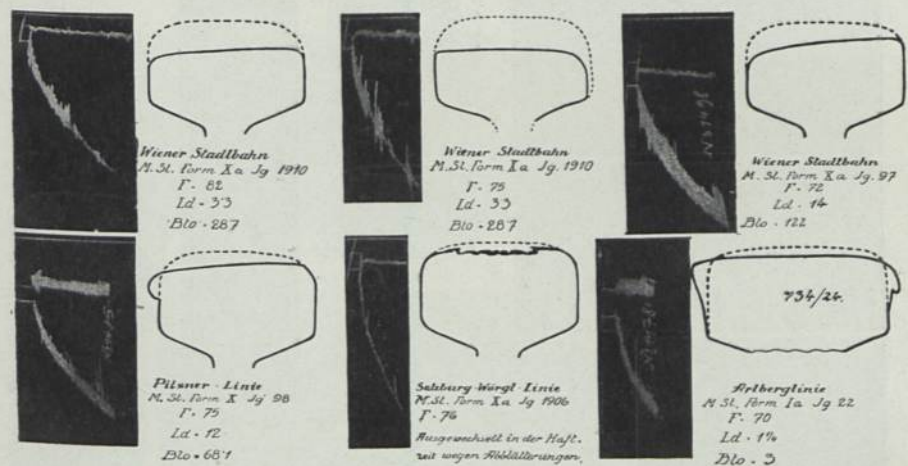


Abb. 7.

versuche durchgeführt werden. Abb. 6 zeigt ein Abnutzungsdiagramm für rollende und gleitende Reibung.

Die Bilder 7, 8, 9 und 10 zeigen die ausgezeichnete Übereinstimmung der Prüfungsergebnisse auf der ad 4 beschriebenen Abnutzungsprüfmaschine Bauart Spindel und dem Verhalten von Schienen und Radreifen im Betriebe.

Aus Abb. 7 sieht man, dass bei den Schienen die im Betriebe als besonders verschleissfest befunden worden sind, sich diese hohe Verschleissfestigkeit auch bei den Abnutzungsproben zeigt und umgekehrt. Die Abnutzungsdiagramme sind an

Abnutzungs-Prüfmaschine (Bauart Spindel.)

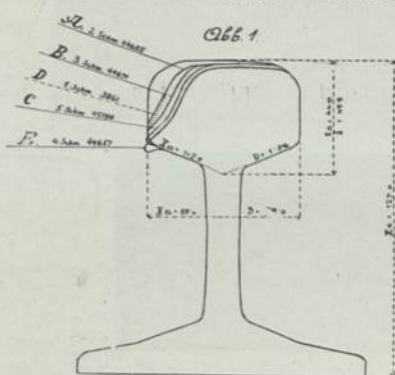
Material-Prüfungslaboratorium der Bundesbahndirektion Innsbruck.

Abnutzungsdiagramme von Schienen einer eigens eingerichteten Versuchsstrecke.

R. Bogenhalbmesser, G. Neigung, S. Gefälle, Dto. Bruttotonnenmilionen, Ld. Liegedauer.

Querschnitte der Versuchsschienen,
gezeichnet nach 5mm starken Abschnitten der Versuchsstücke

Sämtliche Schienen aus dem gleichen
Bogen R. 284m und St. 12.5‰



Schienen A, B, C und E

Met. Form Xa Jahrgang 1912,

Ld. 45 Monate, Dto. 19.5

Schiene D, Met. Form D, Jg 1897

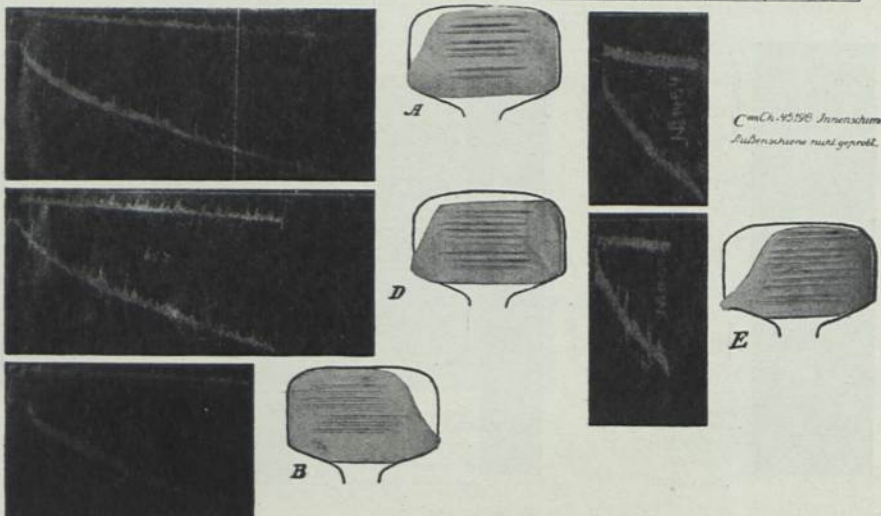
wurde schon gelagert in R. 1512, St. 3.5‰, Dto. 200

Ld. 15 Jahre, Höhenabnutzung: 1.5mm

in Versuchsstrecke gelagert, R. 284m, St. 12.5‰

Ld. 37 Monate, Dto. 16.0

	Zerreißfestigkeit	Normal	Korra.	Alasen.	Planzone
A	885	50 *	84 *	94 *	
D	807	84 *	81 *	81 *	
B	821	82 *	82 *	88 *	
C	699	64 *	72 *	75 *	
E	656	65 *	64 *	69 *	



Com. 45.500 Innenstem
Außenstern nur geprellt.

Abb. 8

Schienenstücken aufgenommen, die uns vom ehemaligen Österr. Eisenbahnministerium¹⁾ aus dem Betriebe der Linien der ehemaligen Nordbahn, der ehemaligen

¹⁾ Diese Verschleissversuche wurden ganz besonders gefördert durch den bekannten Oberbaufachmann Dr. Ing. Ferdinand Truka ehemaliger Verstand des Oberbaudepartements im Eisenbahnministerium und derzeit Baudirektor der Generaldirection der Österr. Bundesbahnen.

Staatseisenbahngesellschaft und der altösterr. Eisenbahndirektionen zugewiesen wurden bzw. aus dem Bereiche der Eisenbahndirektion Innsbruck von der

Abnutzungs-Prüfmaschine (Bauart Spindel.)

Materialprüfungslaboratorium Bundesbahndirektion Innsbruck.

Abnutzungsdiagramme von Schienen aus dem Betriebe u. aus den Eisenwerken mit $F=60-89 \text{ kg/mm}^2$

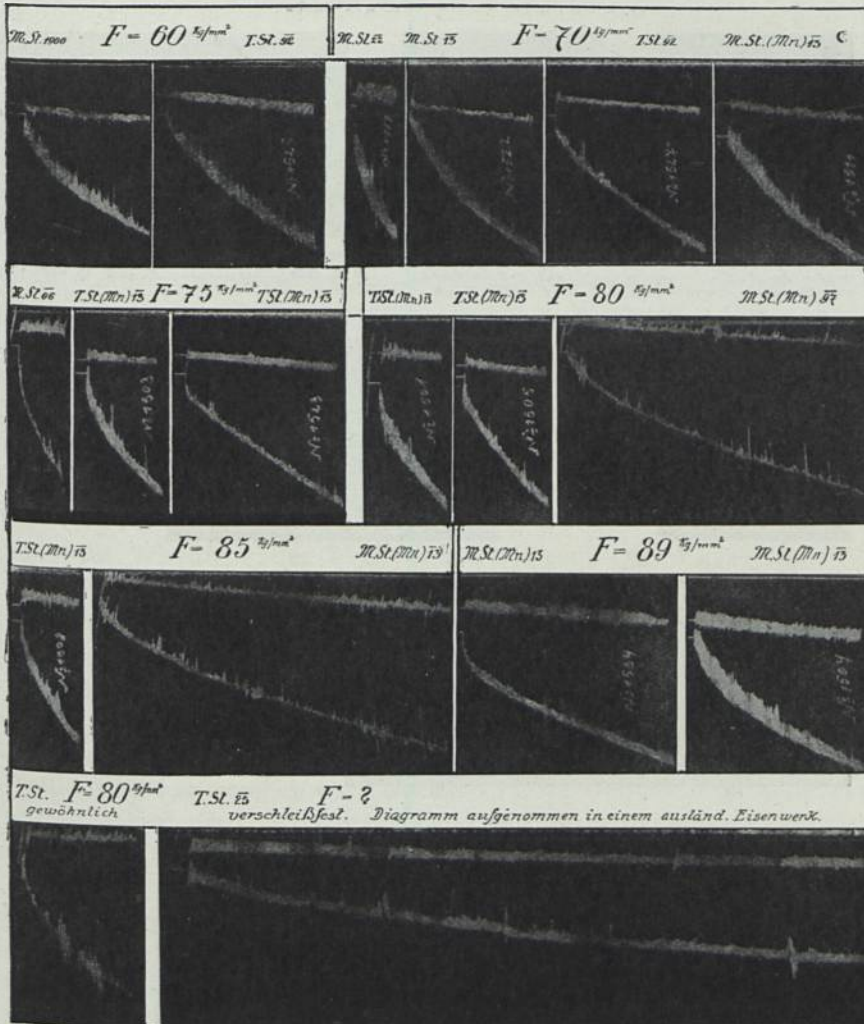


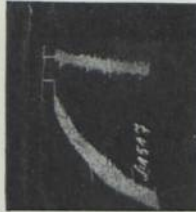
Abb. 9

Arlbergbahn und von der Bozen-Meranerbahn stammen. Am interessantesten sind die drei untersten Abnutzungsdiagramme der Abb. 7, die Schienen betreffen, welche sich trotz einer Zerreißfestigkeit von 70 bis 76 kg/mm^2 im Betriebe stark deformiert haben, davon die vorletzte während der 5-jährigen Haftzeit durch Abfließen und

Ausbrechen des abgeflossenen Materiales und die letzte schon nach etwa eineinviertel jährigem Betriebe.¹⁾ Alle derartigen leicht deformierbaren Schienen und Radreifen

Abnutzungs-Prüfmaschine (Bauart Spindel.)
 Material Prüfungslaboratorium Bundesbahndirektion Innsbruck.
 Abnutzungsdiagramme von Radreifen.

a) Proben aus dem Betriebe



*Abb. 1. Lokomotivrad-
 reifen Jg. F. $F = \dots$ kg/mm²
 Abkühlungen während der Haftzeit*

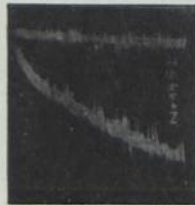


*Abb. 2. Tenderradreifen
 Jg. 1904 Kohlenstoffstahl
 $F = 52.7$ kg/mm²*

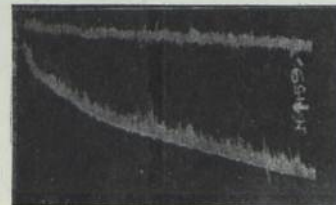


*Abb. 3. Lokomotivradreifen
 Jg. 1907, Siliuamstahl, $F = 71\frac{1}{2}$ kg/mm²*

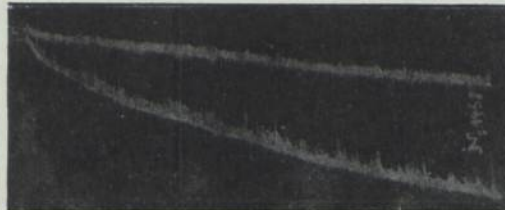
b) Proben aus einem Stahlwerke



*Abb. 4. Silizium-
 stahl unvergütet
 $F = 88$ kg/mm²*



*Abb. 5. Kohlenstoff-
 stahl unvergütet
 $F = 87$ kg/mm²*



*Abb. 6. Kohlenstoffstahl
 vergütet
 $F = 89$ kg/mm²*



*Abb. 7. Chrom-
 stahl vergütet
 $F = 104$ kg/mm²*

Abb. 10.

zeigen auf der Abnutzungsprüfmaschine einen sehr kleinen Verschleisswiderstand.
 Aus Abb. 8 ist zu ersehen, dass unsere Versuche auf der Abnutzungsprüfmaschi-

¹⁾ Das sind die Schienen, die der D. V. M. im Betriebe besichtigt hat.
 Näheres vergl. Spindel in der Diskussion zu diesem Vortrage.

ne die Abnutzung im Betriebe auch dann richtig anzeigen, wenn die höhere Widerstandskraft gegen Abnutzung mit der höheren Festigkeit zusammenfällt. Unsere Schleifversuche haben also durchaus nicht etwa die Eigentümlichkeit, dass sie gerade Material mit kleiner Zerreißfestigkeit als verschleissfest erscheinen lassen. Auf Abb. 8 sind die Ergebnisse einer vom ehemaligen österreichischen Eisenbahnministerium auf der Strecke Pilsen — Dux eigens angelegten Oberbauversuchsstrecke dargestellt, die den Zweck hatte die Ergebnisse des Betriebes mit jenen unserer Abnutzungsprüfungen zu vergleichen. Diese Schienen wurden in einem Bogengleise von $R = 284$ m und einer Steigung von 12.5% verlegt und mussten nach dreidreiviertel Jahren wegen zu grosser Seitenabnutzung der schlechtesten Schiene E ausgewechselt werden. Man sieht die gute Übereinstimmung zwischen den Abnutzungen im Betriebe und den Ergebnissen der Verschleissprüfung auf unserer Abnutzungsprüfmaschine.

Wie aus Abb. 9 zu ersehen ist, haben unsere Prüfungen weiters ergeben, dass die Martin- und Thomasstahlschienen von ungefähr 60 bis 90 kg Zerreißfestigkeit je nach ihrer chemischen Zusammensetzung und der Güte der Herstellung sehr verschieden in der Verschleissfestigkeit sein können, dass aber die Verschleissfestigkeit von der Zerreißfestigkeit tatsächlich unabhängig ist. Wir sehen beispielsweise, dass Martin- und Thomasstahlschienen mit nur 60 kg/mm^2 Zerreißfestigkeit ähnlich hohe Verschleissfestigkeiten aufweisen können wie selbst Schienen mit 89 kg/mm^2 Zerreißfestigkeit und einem Mangengehalt bis 1.4% während es in allen Festigkeitsbereichen Schienen von sehr niedriger und höherer Verschleissfestigkeit gibt. Wichtig ist der Gehalt an nicht metallischen Einschlüssen.

Einen ausgezeichneten Abnutzungswiderstand im Betriebe wie auf der Prüfmaschine weisen die am Kopf gehärteten Schienen auf, während die anderen Prüfmaschinen laut 2) und 3), gehärtete Schienen ebenso wie andere hochverschleissfeste Stähle (12% iger Manganstahl, Akrit u.s.w.) als nicht verschleissfest angeben.

Ähnlich wie bei Schienen ist auch das Verhalten von Radreifenmaterial, wie aus Abbildung 10 zu ersehen ist. Das schlechteste Diagramm stammt von einem neuen Lokomotivreifen, der während der Haftzeit die bekannten Ablätterungen zeigte, während die beiden rechtsstehenden besseren Diagramme von bewährteren älteren Radreifen, und zwar eines Tenders mit 52 kg/mm^2 und einer Lokomotive mit 71.4 kg/mm^2 Zerreißfestigkeit herrühren.

Abbildung 11 zeigt uns das verschiedene Verhalten des Oberbauschottermaterialies gegen Abnutzung, das selbstverständlich ebenso wie beim Stahl auch nicht von der Druckfestigkeit abhängt.

Das für Schienen Radreifen und Oberbaustoffe Gesagte gilt in gleichem Masse für alle Materialien, die im Betriebe mit oder ohne Schmiermittel auf Abnutzung beansprucht werden. Es sei da insbesondere auf die Eisen- und Stahlmaterialien für Zerkleinerungsvorrichtungen, Bagger u. s. w. hingewiesen.

ZUSAMMENFASSUNG

1. Die Verschleisseigenschaften eines Materials sind technisch und wirtschaftlich sehr bedeutungsvoll und daher unbedingt zu erproben.

Abnutzungsprüfmaschine (Bauar. Spindel.)
 Material-Prüfungslaboratorium der Bundesbahndirektion Innsbruck.
 Abnutzungsdiagramme von Eisenbahn-Oberbauschotter.

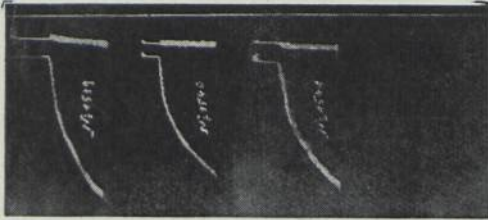


Abb. 1.
Kalkstein water

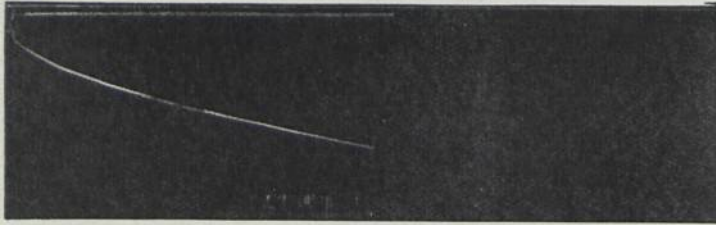


Abb. 2.
Kalkstein hart

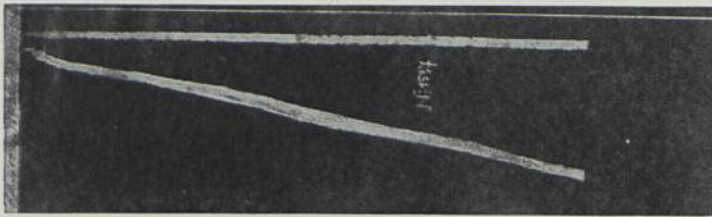


Abb. 3.
Granit weich

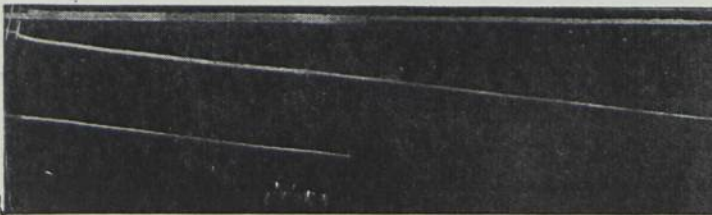


Abb. 4.
Granit hart

Abb. 11

2. Der Widerstand gegen Abnutzung und Verformung sowie die Angriffsschärfe können durch die normalen Festigkeitsprüfungen nicht eindeutig erfasst, sondern nur auf eigenen Verschleissprüfmaschinen festgestellt werden, welche gewissen Hauptanforderungen entsprechen müssen.

3. Mit der Verschleissprüfung bei bloss gleitender Reibung kann der Wider-

stand eines Materiales gegen Abnutzung und Verformung beim Gleiten, Rollen und mässigem Stossen zuverlässig festgestellt werden. Das Rollen wirkt dabei zumeist nur verschleisshemmend.

4. Die massgebenden Abnutzungen und Verformungen treten bei *kritischen Gleitgeschwindigkeiten* unter entsprechendem Druck auf, welche für jedes Material anders sind. Die Verschleissgrössen bei verschiedenen Gleitgeschwindigkeiten sind *Verschleisskonstanten* des betreffenden Materiales. Gewöhnliche Eisen- und Stahlmaterialien im gehärteten und ungehärteten Zustande haben zumeist niedrige kritische Gleitgeschwindigkeiten bei etwa 10 bis 30 m per Minute; 12—14 %ige Manganstähle haben hohe kritische Gleitgeschwindigkeit zumeist bei über 100m per Minute, wo sie dann weniger verschleissfest sind als gewöhnliche Stähle.¹⁾

5. Die Prüfung auf Verschleissfestigkeit und die Erzeugung von Materialien mit den gewünschten Verschleisseigenschaften muss dem jeweiligen Verwendungszweck ebenso angepasst werden, wie die Schmierfähigkeit eines Schmieröls, für welche die Gleitgeschwindigkeit ebenfalls eine Hauptrolle spielt.

6. Die Verschleissprüfung ungeschmierter Stähle für Schienen und Radreifen bei 20 und 30 m/Minute Gleitgeschwindigkeit und 10 bzw. 5 kg Anpressdruck ergibt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Prüfergebnissen auf der Spindelmaschine und in den Eisenbahnbetrieben, so dass diese, auch im D. V. M. vorläufig vereinbarten Grössen für die Spindelmaschine, als *Norm für Schienen- und Radreifenmaterial* empfohlen werden können.

DISKUSSION

Herr M. FÜCHSEL, Berlin

Im Deutschen Verband für die Materialprüfungen der Technik wird die Abnutzungsprüfung durch einen besonderen Ausschuss bearbeitet. Die Untersuchungen über die Eignung der Prüfgewähr, darunter auch die der vom Herrn Oberbaurat Spindel erwähnten Maschinen, sind noch nicht beendet. Von einer Abnutzungsprüfmaschine ist zu verlangen, dass sie die Verhältnisse der Betriebsbeanspruchung der zu untersuchenden Probe tunlichst nachahmt. Die Betriebsbedingungen, die zum Verschleiss führen, sind vom Herrn Vortragenden zumeist im gleichen Sinne, wie von uns, gewertet worden. Soweit der Abnutzungsvorgang zwischen Rad und Schiene zu behandeln ist, scheint mir, dass vom Herrn Spindel der Kaltreckung in der Zone an der Schienenoberfläche nicht genügend Rechnung getragen wird. Die Arbeitsweise der M. A. N. Maschine erfasst den Einfluss der Kaltreckung nicht im gleichem Masse wie die Maschinen der Bauart Amsler und Mohr. Kaltreckung ist an ungewisse Versuchsdauer von einigen Stunden geknüpft, und darum erscheint es nicht angängig, eine kurze Versuchsdauer um jeden Preis zu verlangen. Bei Gegenüberstellung von Abnutzungswerten verschiedener Stoffe

¹⁾ Daher kommt es, dass derartige im Eisenbahnoberbau hochverschleissfeste Stähle bei einer Beanspruchung mit hohen Gleitgeschwindigkeiten als *nicht* verschleissfest befunden worden sind.

oder Sorten sollte, ausser der Angabe der mechanischen Güterwerte, die Mitteilung des Gefügebefunds, wie der chemischen Zusammensetzung nicht fehlen. Proben guten und schlechten Verhaltens, die der Betrieb zur Verfügung stellt, sind jedenfalls die besten Unterlagen für die Eignungsprüfung von Abnutzungsprüfmaschinen. Jedoch ist zu verlangen, dass der vollständige Befund der Stoffprüfung, einschl. der Gefügeuntersuchung vorliegen muss, ferner genaue Angaben über die angreifenden äusseren Kräfte,- und Widerlager, z. B. des Streckencharakters und der Belastung einschl. der Lage der Verschleissstelle des Bauteils. Ein derartig aufgebauter Versuchsplan ist vom Verein deutscher Eisenbahnverwaltungen aufgestellt worden. Es werden einige Jahre für die Dauer des Versuches abgewartet werden müssen. Da der Herr Vortragende meinen Namen mit der Bauart der von Mohr & Federhoff gebauten Maschine in Verbindung gebracht hat, muss ich ergänzen, dass eine ähnliche Versuchsordnung einmal von Saniter angegeben worden ist. Sein Konstruktionsgedanke hat meines Wissens nicht zum Bau von Maschinen geführt. Die erste Ausführung der Maschine in Deutschland hatte die Chemisch-Technische Reichsanstalt übernommen.

Herr Ing. DRIESSEN, Utrecht

Herr Oberbaurat Spindel hat mitgeteilt, dass der Verschleiss hauptsächlich durch Gleiten unter Druck zustande kommt und seine Abnutzungsmaschine ist auch auf diesem Prinzip aufgebaut. Ich möchte aber diese Gelegenheit benutzen die Aufmerksamkeit darauf zu lenken, dass für die normale Abnutzung der Schienen, dass heisst für die lotrechte Abnutzung in geraden Strecken, also nicht für die seitliche Abnutzung, die selbstverständlich durch Reibung zustande kommt auch andere Anschauungen ihr Daseinsrecht haben. Mit Name hat der Franzose Frémont auf folgenden Mechanismus des Verschleisses hingewiesen.

Wenn man sich vorstellt, dass ein metallener Zylinder (Abb. 1) durch stetigen Druck zusammengeschoben wird, so wird er die Form der Abb. 2 annehmen. Wird

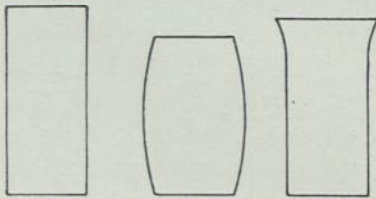


Abb. 1

Abb. 2

Abb. 3

er aber zusammengeschoben durch einen nur eine sehr kurze Zeit wirkenden Schlag, so wird die Form wie in der Abb. 3. Nun meint Frémont dass dergleichen bei der belasteten Schiene geschieht, da die Belastung an jedem Punkte sehr kurze Zeit dauert und der örtliche Druck sehr hoch ist. Man hat also denselben Vorgang wie beim Zylinder Abb. 3 Da das Material sich nicht in der Längenrichtung der Schiene verschieben kann, ausser bei den Fugen, wo man die Längenverschiebung auch beobachtet, breitet das Material sich in Querrichtung aus und so formt sich an der Aussenseite der Schiene ein Kragen, der sich auch an der Innenseite zeigen würde, wenn er nicht fortwährend vom Spurkranz abgeschliffen würde.

Wir haben hier also m. E. ein Verschleiss der nicht durch Gleiten entsteht und also nicht durch das Spindelsche Prüfungsverfahren erfasst wird.

Antwort des Herren Ing. SPINDEL

Die Vergleichsversuche zwischen dem praktischen Verhalten der Schienen im Betriebe und bei der Erprobung auf der Spindelmaschine sind bei der Eisenbahndirektion Innsbruck mit dem Schienenmaterial der meisten Eisenbahndirektionen Alt-Österreichs und von sämtlichen Stahlwerken Alt-Österreichs planmässig durchgeführt worden, und haben stets übereinstimmende Ergebnisse zwischen dem Verhalten im Betriebe und auf der Abnutzungsprüfmaschine ergeben. Im Deutschen Verbands für die Mater. Prüf. der Technik, Ausschuss 21, wurden diese Vergleichsversuche erst begonnen, weswegen dort ein ähnlich abschliessendes Urteil noch nicht vorliegt. „Gerade der zuständige Ausschuss des letztgenannten Verbandes hat sich erst in Mai 1927 durch die Besichtigung einer während der Haftzeit zur Gänze beanständeten Schienenneulagenstrecke davon überzeugt, dass die betreffenden M. St. Schienen, trotz einer Mindestzerreissfestigkeit von 70.0 bis 77.8 kg/mm². nicht nur grosse Abnutzungen, sondern auch sowohl in der Längsachse als auch quer zur Achse starke Deformationen mit sehr starken Wulst- und Gradbildungen aufwiesen. An den Schienenstössen war das Material zungenförmig deformiert, hatte zunächst die Stosslücken bis zu 15 mm Weite ausgefüllt und war dann infolge der übermässigen Deformation auf den Fahrflächen-Enden nächst den Schienenstössen ausgebrochen. Für diese Schienen, die im Betriebe schon nach etwa einjährigem Befahren einen so aussergewöhnlich hohen Verschleiss gezeigt haben, wurde nun bei der auch in *Gegenwart des vorgenannten Ausschusses* durchgeführten Abnutzungsprüfung auf der Prüfmaschine Bauart Spindel eine ebenso schlechte (die niedrigsten bei Schienenstählen je vorgefundene) Verschleissfestigkeit gefunden, welche durch die üblichen Festigkeitsprüfungen, Ätzproben u. s. w. nicht erklärt werden konnte. Dem gleichen Ausschusse wurden aber auch noch einzelne in den Stationen seit 1883 liegende Gleise mit Schienen des Jahres 1882 und 1883 gezeigt, die trotz der niedrigen Zerreissfestigkeit von nur 50 kg/mm² noch ganz *gerade* Stösse aufwiesen. Diese letztere Schienenmarken haben nun auch, als sie noch in den Hauptgleisen gelegen waren, einen sehr guten Verschleisswiderstand aufgewiesen und in Übereinstimmung damit auch bei der Abnutzungsprüfung auf der Prüfmaschine Bauart Spindel ein Mehrfaches an Verschleissfestigkeit ergeben als die vorher angeführten Schienen mit 20 bis 28 kg/mm² höherer Zerreissfestigkeit. Wir konnten also unsere mit diesem Prüfverfahren seit Jahren gewonnenen Ergebnisse hinsichtlich der Übereinstimmung mit dem Verhalten im Betriebe auch dem Deutschen Verband für die Materialprüfung der Technik in völlig einwandfreier Weise vorführen. Ebenso ist der Werkstoffausschuss des Vereines Deutscher Eisenhüttenleute in dem von Dr. Ing. E. H. Schulz und F. Lange der Dortmunder Union verfassten Werkstoffausschuss-Bericht Nr. 90 bezüglich des Prüfverfahrens Spindel zu nachstehendem Ergebnisse gekommen: „Die Streuungen der Versuchswerte bei Wiederholung von Versuchen unter gleichen Bedingungen halten sich in mässigen Grenzen. Werkstoffe, deren hoher Widerstand gegen Abnutzung praktisch bekannt ist, zeigen *entsprechendes*

Verhalten auch auf der Spindelmaschine im teilweisen Gegensatz zu Prüfungsergebnissen auf Maschinen, die mit rollender Reibung arbeiten”.

Herr Oberrat Füchsel irrt also wenn er meint, dass die Abnutzungsprüfungen mit den Prüfmaschinen von Mohr und Amsler, welche gehärtete und geschliffene Stahlrollen verwenden, den Betriebsverhältnissen angepasst sind, denn der bei dieser Prüfart erhaltene stark oxydierte Abnutzungsstaub, die häufigen Riffelbildungen und schliesslich die ungünstigen Prüfergebnisse bei anerkannt hoch verschlissfesten Materialien (12% ige Manganstähle, Akrit und gehärtete Schienen) haben mit dem Betriebe gar keine Beziehung, während die Schleifspäne die Gratbildungen und die Verschleisswerte auf der Spindelmaschine den im Betriebe erhaltenen gleichen ¹⁾. Der Herr Diskussionsredner irrt auch, wenn er meint, dass für die Kaltreckung an der Prüffläche mindestens Stunden erforderlich wären, denn auf der Spindelmaschine wird die Kaltreckung, ja selbst die im Betriebe auftretende Grat- u. Bartbildung schon nach einigen Minuten erhalten. Übrigens würde die Kaltreckung der verschiedenartigen Materialien bei der Prüfung auf der Spindelmaschine im vorangeführten Bericht 90 von Dr. E. H. Schulz in den metallographischen Bildern 9 bis 15 eigens dargestellt.

Selbstverständlich wurden auch bei den Innsbrucker Versuchen alle üblichen Festigkeitsprüfungen, chemischen Analysen, metallographische Aufnahmen u. s. w. durchgeführt, doch konnten die durch Jahre gesuchten Beziehungen zwischen diesen Prüfergebnissen und dem Verschleisswiderstande nicht gefunden werden, weil der für die Verschleissprüfung *massgebendste Faktor*, nämlich die Gleitgeschwindigkeit *in den üblichen Festigkeitsprüfungen überhaupt nicht vorkommt*.

Mit den Ansichten von Prof. Frémont befinde ich mich in sehr guter Übereinstimmung. Auch Frémont hat festgestellt, dass die Zerreiissfestigkeit keinen Massstab für den Abnutzungswiderstand des Schienenstahls bildet, und dass insbesondere die Verunreinigungen im Stahl die grosse Abnutzung verursachen, was mit unseren jahrelangen Untersuchungen voll übereinstimmt. Der einzige Gegensatz besteht nur darin, dass Frémont die Abnutzung und Verformung der Schienen auf Stosswirkungen zurückführt, während unsere Beobachtungen an den Schienen der Gebirgstrecken (Arlberg, Brennerbahn u. s. w.) und auf der Abnutzungsprüfmaschine ganz zweifellos ergeben haben, dass schon blosses Gleiten unter Druck bei den niedrigen (kritischen) Gleitgeschwindigkeiten ganz bedeutende Abnutzungen und Verformungen hervorruft, weswegen die Erprobung bei gleitender Reibung eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Betriebe ergibt, und zwar auch bezüglich des Verhaltens bei Stossbeanspruchungen. Übrigens kommt, auch auf den geraden Strecken und insbesondere bei der Stossbeanspruchung ein Gleiten zwischen Rad und Schiene vor.

¹⁾ Vergl. Vortrag Direktor O. Pilz „Wege zur Verbesserung des Schienenbaustoffes“ in Stahl u. Eisen 1927, Heft 40.

TESTING OF HARDENED STEEL

by

AXEL LUNDGREN, MET. ENG.

The Government Testing Institute, Stockholm, Sweden

The need of having a comparatively rapid laboratory method for judging the suitability of certain hardened tool steels for their practical purposes has led to the following series of research at The Government Testing Institute in Stockholm.

The work hitherto carried out refers only to carbon and alloy steel at ordinary temperature (not high speed steel) and embraces:

- I. Methods of testing the mechanical properties of hardened steel.
- II. The influence of various methods of annealing and of the resulting microstructures on the mechanical properties of the steel after hardening.
- III. The influence of the quenching and tempering temperature upon the mechanical properties of the steel.
- IV. The influence of the duration of the tempering period and rapidity of cooling after tempering upon the mechanical properties of hardened steel.
- VI. Comparative results of practical tests in use and laboratory tests.

I. Methods of testing the mechanical properties of hardened steel.

The chief requirements for an important group of tools, such as cutters, drills, or suchlike, intended for working on metals, wood, etc., are the following:

1. Great hardness, in order to be able to cut material without deformation or too rapid wear of the edge.
2. Great resistance to bending, so as to withstand the bending stress applied to the edge of the tool in the case of heavy cuts.
3. Great toughness, so as to obviate fracture in the case of sudden temporary overload, such as on meeting hard inclusions or segregations in the material.

For various kinds of tools combinations of these qualities are frequently required. In many cases one particular quality is of greater importance than the others, and it may be necessary that this quality be maintained or improved, even at the expense of the others. For example, a cutter for working steel must have great hardness in order to keep a good edge, and it cannot therefore be tempered as much as might be desirable for increasing the toughness. On the other hand, a saw, though

it needs to be as hard as possible in order to preserve its cutting capacity and not wear too quickly, must combine hardness with pliability and toughness to withstand the stress of violent blows to which it may be exposed when, working at great speed, it comes in contact with hard knots. For this reason it must be tempered rather highly at the expense of hardness, so that it may have sufficient ductility and impact resistance.

For the manufacture of tools, or indeed of any hardened steel objects, it is therefore necessary by means of suitable heat treatment to impart to the article, besides one certain absolutely essential quality, properties desirable and important in other respects.

Frequently the selection of steel for tools and other hardened articles is based on empirical methods, and sometimes the only demand is that the steel shall acquire sufficient hardness on being hardened. More thorough investigations with regard to the mechanical properties of hardened steel are not usually undertaken, but modern conditions of work appear to call for systematic tests of such steel in order that for a certain purpose suitable steel and suitable treatment may be employed. The practical use is mostly the only test made, which is tedious and apt sometimes to mislead the judgment.

In order to investigate the properties of hardened steels in the aforesaid respects a system of testing has been elaborated, the following properties being determined.

- a. Limit of elasticity, limit of proportionality, ultimate strength, &c., by means of bending tests.
- b. Toughness or resistance to shock, by means of impact tests.
- c. Hardness, by means of indentation tests.

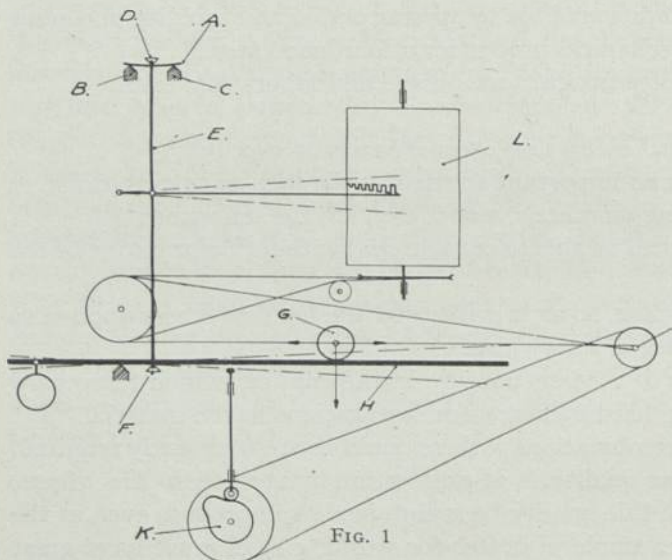


FIG. 1

a. The bending tests were carried out in an automatic and autographic machine designed by Mr. O. Åqvist, Director of Messrs. Stridsberg and Björck, Trollhättan. The machine was manufactured by the A. B. Alpha, Stockholm, and its construction and method of working will be seen from the diagram (Fig. 1). The test-piece had a cross-section of $1,5 \times 5$ millimetres. These small dimensions were chosen partly in order that, in hardening, uniform cool-

ing conditions should, as far as possible, prevail right through, so as to obtain

the same structure in all parts of the sample, and partly for ease in taking test-pieces from hardened objects.

The test-piece A is laid upon two fixed supports B and C, 20 millimetres apart, and is deflected in the middle by means of a knife edge D, which, through the two bars E and the two knife-edges F connected therewith, is loaded by pushing forward the movable weight G on the lever H, the latter being provided with a scale for reading off the load on the test-piece. The movable weight is moved by a screw-bar actuated by a motor, whereby the test-piece is automatically loaded with a gradually increasing load and unloaded through the device K. Unloading takes place after every increase of load of 4 kilogrammes. When fracture occurs the current is automatically cut off and the advance of the weight ceases.

On the cylinder L the deformation due to load-

ing and unloading is graphically recorded on a ten-times enlarged scale, the amount of the load being proportional to the movement of the diagram cylinder (1 kilogramme = 1 millimetre). As an example Fig. 2 shows an actual diagram given by a steel with 1,0 per cent carbon hardened and tempered at 150°, 200° and 350° C. The test occupies five to fifteen minutes, after which the limits of proportionality and elasticity, the ultimate stress and deflection can be read off on the diagram.

In this investigation the load causing a permanent deflection of 0,01 millimetre has been taken as the elastic limit.

The proportional limit is the load at which the deflections cease to be proportional to the loads.

The ultimate strength is understood to be the load at fracture, or, in the case of tough specimens, the maximum load reached.

The ultimate stress is calculated by the formula $\sigma = \frac{M}{W}$; the same formula is also used in the case of permanent deflection.

b. The *impact tests* were carried out with a Charpy pendulum hammer; height of drop, 0,5 metre; striking energy, 0,5 kilogramme-metre. The cross-section of the test-pieces is the same as in the bending test, 1,5 × 5 millimetres, without notch. The distance between the supports is 20 millimetres. The bending test as well as the impact test has given concordant results on parallel specimens. The following diagrams are based on average values of three to five individual results.

c. The *tests for hardness* were carried out according to the Rockwell method by means of a diamond cone.

Preparation of Specimens. — The dimensions of the test-pieces were 1,5 × 5

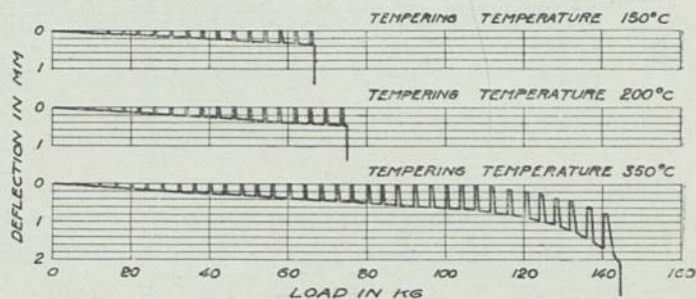


FIG. 2

× 80 millimetres; they were polished with emery-paper, finally with Hubert 1F. The edges were rounded off to a radius of about 0,05 millimetres, and the finished test-pieces were subjected to the intended heat treatment, hardening, and tempering.

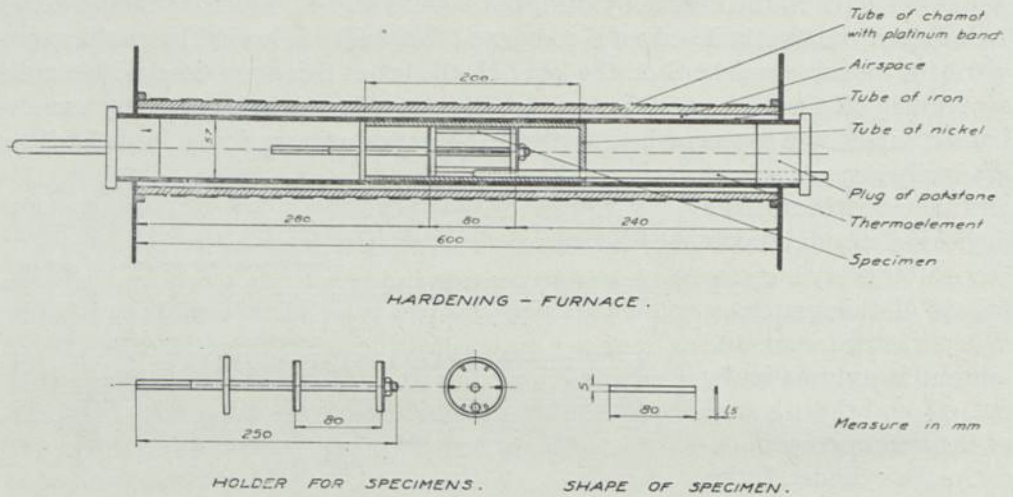


FIG. 3

Hardening. — The heating for hardening took place in an electric furnace (Fig. 3). The test-pieces were placed in a stand made of Monel metal, in which six test-pieces could be carried at the same time. This arrangement ensured that all the pieces were subjected simultaneously to the same treatment. During the heating operation the stand was placed in the furnace in such a position that the centre of the specimens was about 3 centimetres beyond the centre of the furnace (reckoned from the mouth of the tube), which was done for the purpose of counteracting the cooling effect of that end of the tube. The furnace was so regulated that the entire period of heating lasted fourteen minutes. The time at the intended quenching temperature was 4 minutes \pm 1/2 minute.

Quenching was performed in oil at 80° C. After quenching the test-pieces were allowed to remain in the oil for five minutes, after which tempering took place.

The *tempering* was done in oil at temperatures up to 300° C, and in lead at temperatures commencing with 350° C. The period for tempering was ten minutes, during which the temperature could be maintained within \pm 3° C. During this operation the test-pieces were kept in constant motion, and afterwards were cooled in air while in motion. To ascertain the influence of different cooling methods on the test results a special investigation was performed.

After tempering, some of the test-pieces were polished with emery-paper Hubert 1F, and others were subjected to tests direct without any further polishing. Unless otherwise stated hereafter, the test-pieces were not polished after tempering. The values obtained for the various properties by means of the above testing methods may be regarded as mutually comparable, and refer to the described form of test-

ing and method of preparation. With some other method of testing and other shape of specimen other values, also mutually comparable, might possibly be obtained.

II. *The influence of various methods of annealing, and of the resulting microstructures, on the mechanical properties of the steel after hardening.*

Two kinds of carbon steel with the following analyses were used for this test:

Carbon Per Cent.	Silicon Per Cent.	Manganese Per Cent.	Phosphorus Per Cent.	Sulphur Per Cent.
1,30	0,22	0,37	0,018	0,010
1,03	0,23	0,33	0,019	0,012

Before hardening, these were subjected to six different annealing treatments, corresponding approximately to the possible treatment which a tool steel has to undergo in the course of manufacture before the final object is hardened.

Of these steels thus previously treated in different manners, specimens were hardened and tested according to the aforesaid methods. For every steel and annealing treatment a curve was obtained, showing the mechanical properties at different tempering temperatures. With respect to the detailed results we refer to the account in the "Journal of the Iron and Steel Institute", No. II, 1926, p. 225.

III. *The influence of hardening and tempering temperature upon the mechanical properties of the steel.*

For this investigation four kinds of steel were used, marked Nos. 1, 2, 3, and 4, and having the following analyses:

Steel.	Carbon Per Cent.	Silicon Per Cent.	Manganese Per Cent.	Phosphorus Per Cent.	Sulphur Per Cent.
1	1,30	0,22	0,37	0,018	0,010
2	1,03	0,23	0,33	0,019	0,012
3	0,91	0,09	0,26	0,029	0,012
4	0,59	0,05	0,31	0,028	0,022

The steels were rolled into sheets of a thickness of 2,2 mm. The specimens were prepared of steels 1 and 2 A) in rolled, unannealed condition and B) annealed at 745° with subsequent cooling at the rate of 10° per hour. In the unannealed specimens (A) the excess cementite appears as a fine network. In the annealed specimens (B) the cementite occurs in a fine spheroidised condition. Steels Nos. 3 and 4 were annealed at 800° C. with subsequent free cooling in the air before preparation of the specimens.

The hardening temperatures used were 765°, 790° and 815° C, and the tempering temperatures were 150°, 200°, 280°, 350°, and 400° C.

Bending test. — The results are summarised in the curves in Figs 4 and 5.

Steel 1 in the annealed condition B has, with the quenching temperatures used, and tempered at 150° and 200° C, a higher ultimate stress than the other kinds of steel (with certain exceptions).

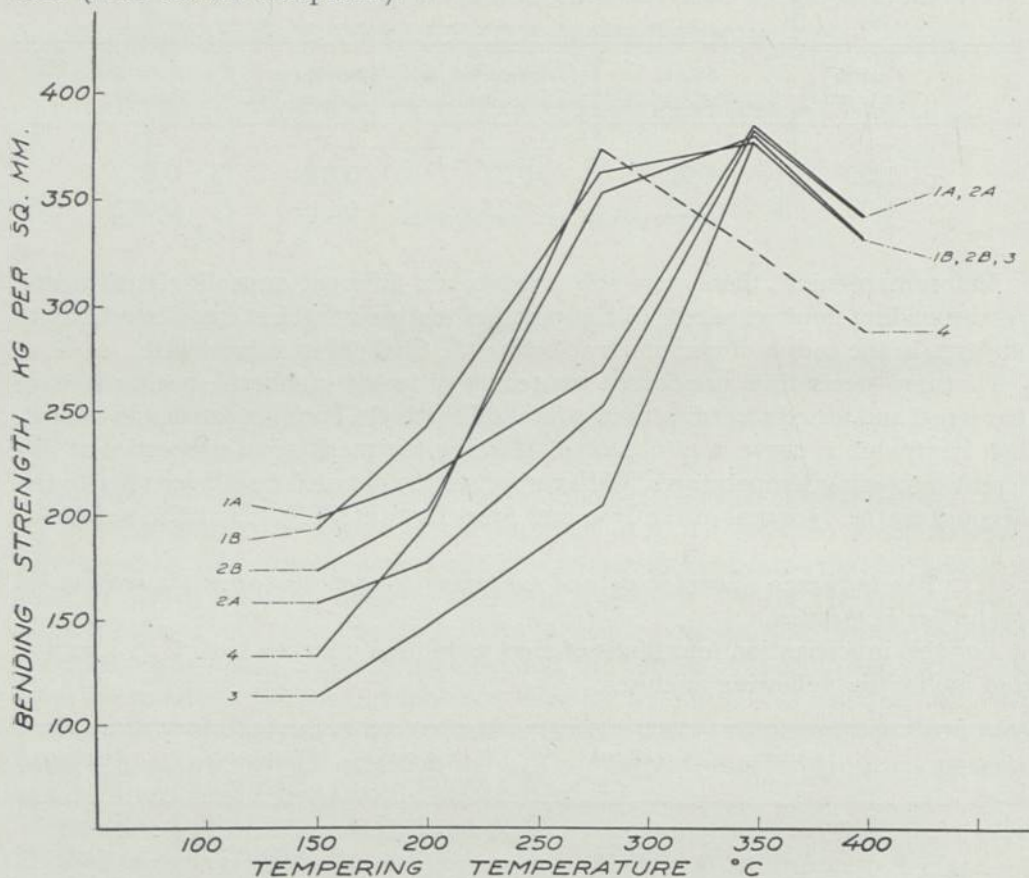


FIG. 4

Steels 1 and 2 in the annealed condition B give, with all quenching temperatures and tempering at 150° to 280° C, considerably higher ultimate stresses than the unannealed ones, with the exception of those quenched from 765° C and tempered at 150° C, where the unannealed (A) and annealed (B) specimens of steel 1 possess about the same ultimate stress.

Steel 3 possesses, with the quenching temperatures used and tempered at 150° to 280° C, a lower ultimate stress than the other kinds of steel.

Steel 4 possesses, at all hardening temperatures and tempered at 280° C, a higher ultimate stress than the others.

With 350° C and 400° C tempering, there occurs at all three hardening temperatures slight differences in the ultimate stress of the steels 1, 2, and 3, steel 3 having a somewhat lower ultimate stress than the others, and the unannealed specimens A of steels 1 and 2 giving a slightly higher ultimate stress than the annealed ones. This difference between the various kinds of steel increases somewhat as the quenching temperature increases.

By raising the tempering temperature from 150° to 280° C the annealed specimens of steels 1 and 2 attain at all quenching temperatures a considerably greater increase in ultimate stress than the unannealed ones.

By raising the tempering temperature from 280° to 350° C, after quenching from 765° and 790° C, the unannealed specimens A of steels 1 and 2 show a considerably greater increase in ultimate stress than the specimens with B annealing.

Relation between ultimate stress in bending, hardening temperature, and tempering temperature. Curves, Fig. 5.

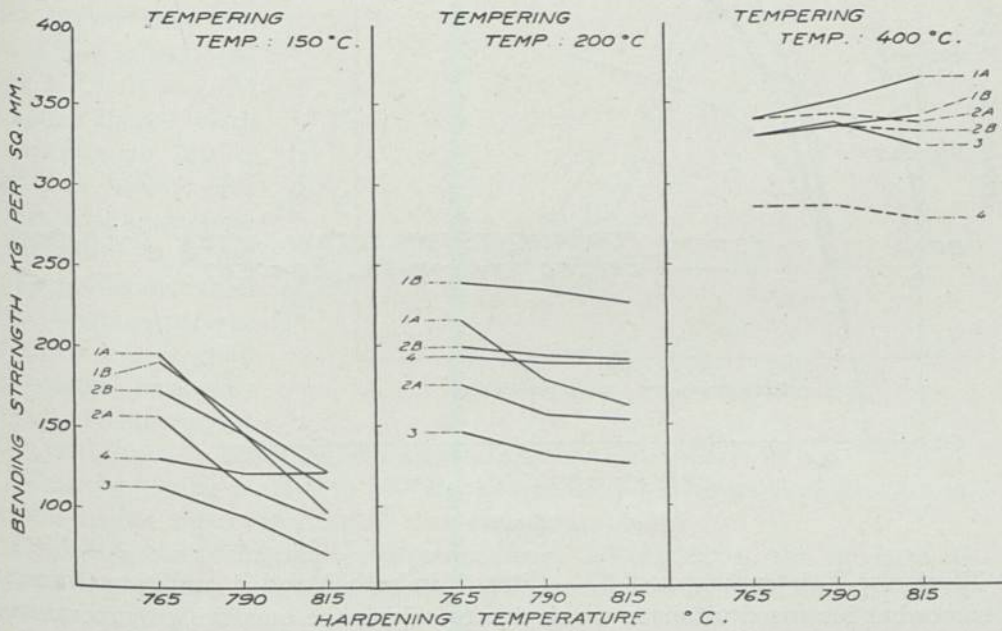


FIG. 5

Tempering Temperature, 150° C. — In all the steels the ultimate stress drops as the quenching temperature is raised.

When the quenching temperature is raised from 765° to 790° C the unannealed specimens A of steels 1 and 2 display a greater diminution in ultimate stress than the others.

By raising the quenching temperature from 765° to 815° C, specimen A of steel

1 shows the greatest decrease in ultimate stress. Of all the steels No. 4 shows the smallest decrease in ultimate stress.

Tempering Temperature, 200° C. — All the steels tempered at 200° C show a smaller reduction in ultimate stress due to raising the quenching temperature than those tempered at 150° C. The annealed specimens B of steels Nos. 1 and 2 show a less reduction in ultimate stress than the unannealed A.

Steel 1 (A) shows the greatest reduction and steel 4 the smallest.

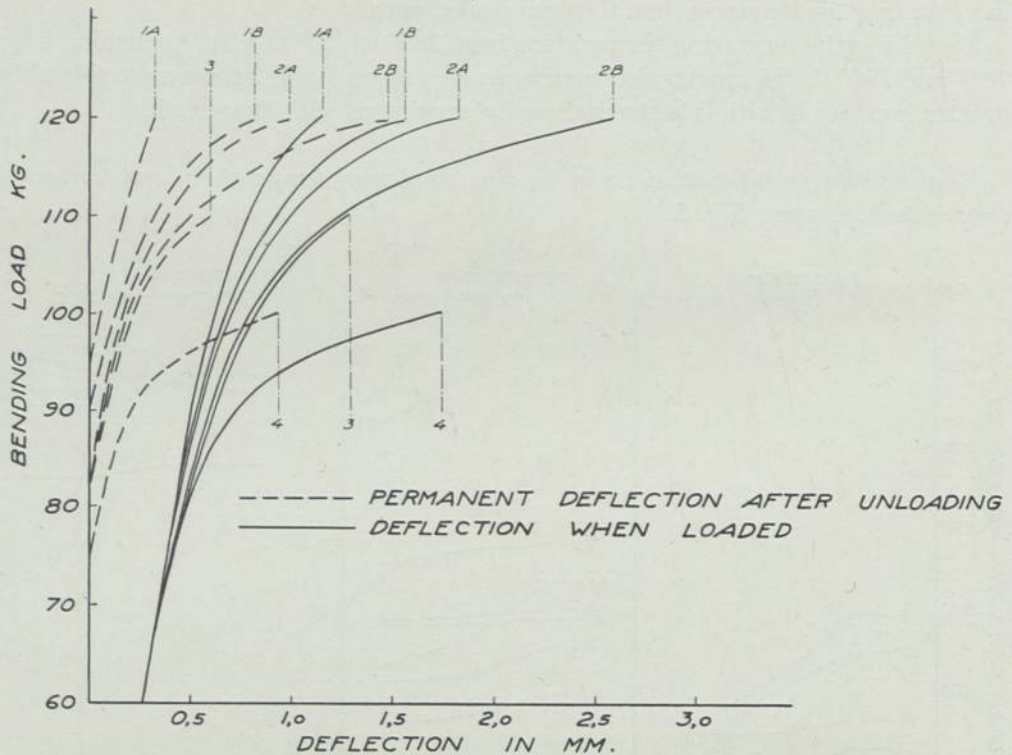


FIG. 6

Tempering Temperature, 400° C. — Steel 1, in both A and B conditions, shows a somewhat increased ultimate stress, due to raising the quenching temperature from 756° to 815° C. The other steels show about the same ultimate stress with quenching temperatures of 765° and 815° C.

Of the autographic bending test diagram also the limits of proportionality and elasticity as well as the deflections on loading and unloading are found. These properties have been determined on specimens tempered at 350° and 400° C. For these results we have to refer to the aforesaid paper in the Journal of the Iron and Steel Institute.

With regard to the deflections at the same loads above the limit of elasticity the following may be mentioned as worthy of note. The unannealed specimens A of steels 1 and 2 show a smaller deflection both on loading and after unloading than the annealed specimens B. Steel 3 shows a greater deflection than steels 1 and 2, and steel 4 a greater deflection than steel 3.

In Fig. 6 are plotted the curves of the deflection on loading and after unloading in all the kinds of steel quenched from 815° C and tempered at 400° C.

Impact Tests. — The results are summarised in curves in Figs. 7 and 8.

With each of the quenching temperatures 765° and 790° C and tempering at 150° C, the steels 1 (A), 1 (B), 2 (B), and 4 possess about the same resistance to impact, and higher than the remaining steels 2 (A) and 3. Of these 2 (A) is higher than 3. With tempering at 200° C and over, steel 4 possesses at all quenching temperatures a higher impact resistance than the remaining steels. Steel 3 possesses, at all quenching temperatures, and tempering at 150 and 280°C, a lower impact resistance than the others.

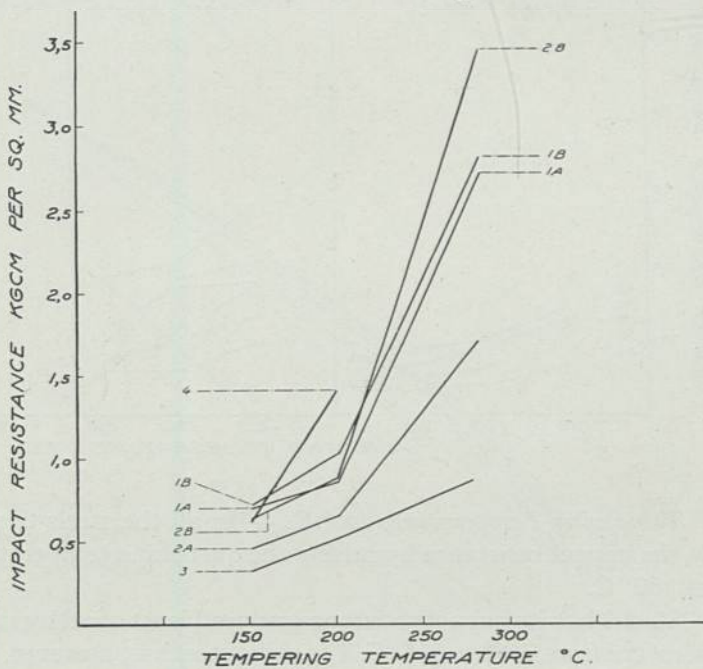


FIG. 7

When tempering at 150° to 280° C, the annealed specimens B of steel 1 and 2 possess higher impact resistances than the unannealed A.

By raising the tempering temperatures from 150° to 280° C, the annealed specimens B of steels 1 and 2 have their impact resistance increased more than the unannealed A.

By raising the tempering temperature from 150° to 280° C, steel 4 shows the greatest increase in impact resistance at all quenching temperatures, and steel 3 the smallest.

Relation between impact resistance, hardening temperature, and tempering temperature. Curves, Fig. 8.

Tempering Temperature, 150° C. — On increasing the quenching temperature the impact resistance of all the steels is reduced.

Steel 1 in unannealed condition A has its impact resistance reduced more than the others.

The impact resistance of steel 4 is reduced least of all by raising the quenching temperature.

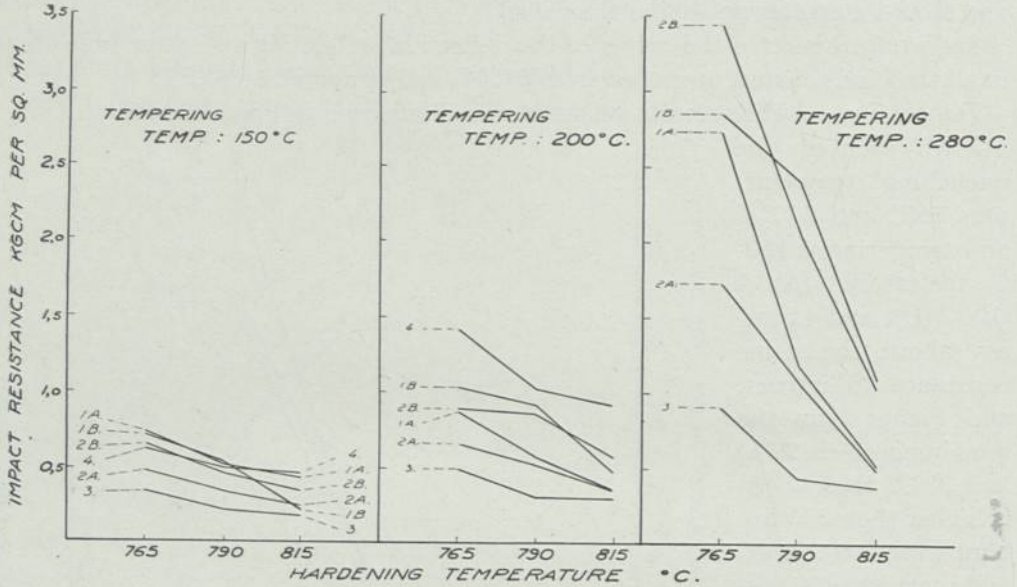


FIG. 8

Tempering Temperature, 200° C. — In all the steels there occurs a greater drop in the impact resistance by raising the quenching temperature than with tempering at 150° C.

Steel 3 has its impact resistance reduced least of all by raising the quenching temperature from 765° to 815° C. The same steel has, however, at each of the quenching temperatures used, a considerably lower impact resistance than all the others. Steel 3 has, with a quenching temperature of 765° C, a lower impact resistance than that which steel 2 (B), for example, possesses on quenching from 815° C.

Tempering Temperature, 280° C. — In all the steels tempered at 280° a greater drop in the impact resistance is produced by raising the quenching temperature from 765° to 815° C. than in those tempered at 150° and 200° C and quenched under the same conditions. Steel 3 is again the one which shows with this tempering (at 280°) the least drop in impact resistance, due to raising the quenching temperature.

By raising the quenching temperature from 765° to 815° C there occurs, at all tempering temperatures, the greatest drop per cent in steel 1 (A), and the least drop per cent in steel 4 (150° and 200° C tempering).

As previously mentioned, very irregular values were obtained at the higher tempering temperatures for the different specimens, subjected to similar treatment,

for which reason it is impossible to draw a definite conclusion from these results. Nevertheless, it is apparent that the effect of the quenching temperature on the impact resistance, at higher tempering temperatures, is considerably less than in the case of the lower tempering temperatures. Some of the results appear to indicate that in some steels the same and even a greater impact resistance is obtained at a quenching temperature of 815° C than at one of 765° C.

Hardness Tests. — The results of hardness tests carried out with steel hardened at 765° C are summarised in the curves of Fig. 9.

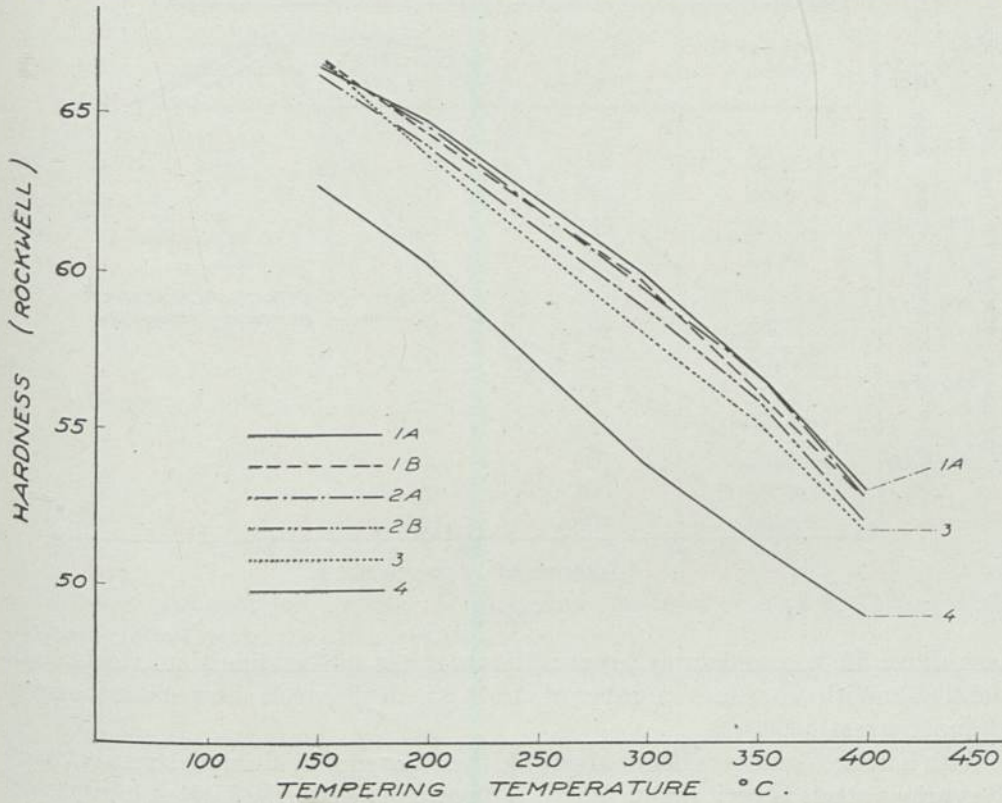


FIG. 9

The average figures of several tests show that with one and the same tempering temperature (at 200° C and over) steel 1 (A) shows the greatest hardness of all those tested, after which, in descending degree, come 1 (B), 2 (A), these two being almost alike, 2 (B), 3 and 4, in the order named. The unannealed specimens of steels 1 and 2 thus appear, after hardening, to have a somewhat greater hardness than the annealed ones. There is comparatively little difference between steels 1, 2 and 3, whereas, between these on the one hand, and steel 4 on the other, there is a considerable drop in hardness.

Relation between ultimate stress in bending, impact resistance, and hardness in steels 1 (B), 2(B), 3, and 4; see curves, Fig. 10.

In the case of hardness numbers (Rockwell) above 55 to 56, steel 1 (B) has the highest ultimate stress of all on bending; next to steel 1 (B) comes steel 2 (B). The difference in ultimate stress between the two steels is greatest when the hardness is greatest, and decreases when the hardness decreases. With a hardness of about 57 to 55 the two steels show the same ultimate stress. Steels 3 and 4 have, with a hard-

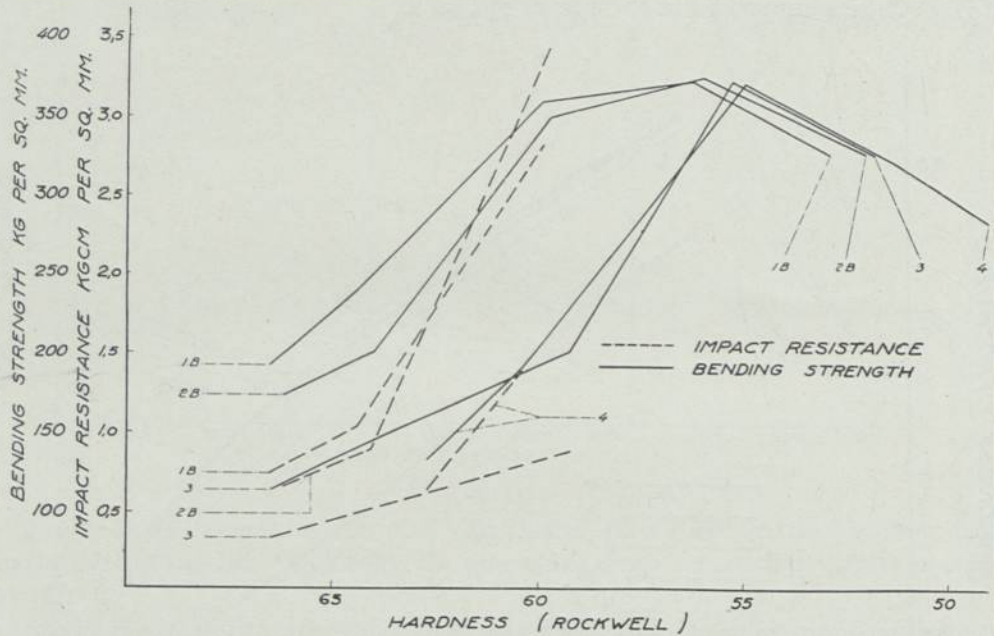


FIG. 10

ness above 56, a considerably lower ultimate stress for bending than steels 1 (B) and 2 (B). With a hardness number of about 55, all the steels show about the same ultimate stress.

With hardness numbers below about 55, the difference in ultimate stress between the various steels is very slight. Steel 1 (B) possesses, with the highest hardnesses, a higher impact resistance than the other steels.

With the hardness number of about 62, steels 1 (B) and 2 (B) show the same impact resistance, and with a hardness figure between 62 and 60, 2 (B) possesses a higher impact resistance than the other steels.

With a hardness number of about 63, steels 3 and 4 possess the same impact resistance; with reduced hardness, steel 4 shows a greater impact resistance than steel 3.

IV. *The influence of the duration of the tempering period and rapidity of cooling after tempering upon the mechanical properties of hardened steels.*

A series of carbon steels with various carbon contents have been tested in respect of the effect of the different tempering periods. The results with a steel with the following analysis are given:

C = 1,24, Si = 0,28, Mn = 0,22, P = 0,024, S = 0,017.

The steel was hardened in oil from 755 to 760° and tempered at 150, 200 and 300° during periods of different lengths. The results will be seen from table 1.

TABLE 1. *Influence on Bending Strength and Hardness of Duration of Tempering period. Steel with 1,24 per cent Carbon.*

Tempering temperature	Duration of the period of tempering minutes	Bending strength kg/mm ²	Hardness Rockwell
150°	3	178	66,6
"	10	211	66,4
"	60	269	65,1
200°	1	227	64,6
"	2	251	64,3
"	3	269	64,2
"	10	318	63,0
"	60	344	62,2
"	120	368	61,6
300°	3	401	59,2
"	10	406	58,0
"	60	397	56,4

TABLE 2. *Influence on Bending Strength and Hardness of Rate of Cooling after tempering. Steel with 1,24 per cent Carbon.*

Tempering temperature	Cooling	Bending strength	Hardness Rockwell
200°	freely in air of about 30°	315	63,0
"	slowly in tempering bath	320	62,9
"	in water.	309	62,8
300°	freely in air of about 30°	395	57,9
"	slowly in tempering bath	393	57,8
"	in water.	294	57,7

With a longer tempering period the hardness is reduced in the case of all the tempering temperatures.

With 150 and 200° tempering an increase in the bending strength occurs with a longer tempering period.

It is remarkable that a long (60 min.) tempering period at 150° gives a higher bending strength and further more a somewhat greater hardness than short tempering to 200°.

The same steel (1,24% C) which was tested in the respect of the effect of the tempering period has been subjected to tests with regard to the effect of the rapidity of cooling after tempering. Three different methods of cooling have been made use of, rapidly in water, free cooling in the air at about 30°, and more slowly in the tempering bath, 10° from 2 to 4 minutes.

Results will be seen from table 2.

At 300° tempering rapid cooling in water gives a much lower bending strength than is the case with the other, more slower method of cooling. With all methods of cooling practically the same hardness has been obtained.

At 200° tempering no great difference in bending strength has been obtained by the different cooling methods.

V. *Comparative results of practical tests in use and laboratory tests.*

In order to investigate in what manner the results obtained by means of the test method above described coincide with the practical results, a series of comparative tests with a number of different kinds of tools of various qualities has been started. The tools are put into practical use with careful observance of all the conditions present during such use. When the practical results have been obtained the tools are tested in the laboratory.

DISCUSSION

Sir HENRY FOWLER, Derby

asked, what was the length between the supports of the test pieces, used in the bending tests. He stated, that for a considerable time at the works at Derby, England, they had tested by a diamond clue the hardness of all their chisels, which were of alloy steel, before issuing them to the shops, with very satisfactory results.

NOUVELLE MACHINE À MESURER LA DURETÉ

par

J. POMEY ET P. VOULET

Ingénieurs aux Aciéries de Firminy

TABLE DES MATIÈRES

Principe de l'appareil	191
Application de la charge	192
Mesure du diamètre	192
Choix de l'angle du cône	193
Détermination des efforts de frottement	194
Grandeur de l'empreinte	194
Formule donnant la dureté	195
Précision des mesures	195
Erreur sur le diamètre.	195
Erreur sur le grossissement	196
Erreur sur la détermination de l'angle du cône	196
Erreur totale	196
Influence de la charge	197
Comparaison avec la méthode Brinell	197
Limite des duretés mesurables	198
Application aux minéraux	198
Application à l'étude des tensions internes	199
Application aux pièces de faible dimension	200
Application aux métaux hétérogènes	201
Cémentation au carbone de l'acier Soleil 3	201
Cémentation à l'azote	202
Conclusions	203

LEGENDE

A ₁ Poids tarés	K Vis du porte objet
B ₁ Plateau	L Ecrou volant pour mouvements rapides
C ₁ Tube	M Clavette
D ₁ Collerette	N Bâti
E ₁ Pince-mâchoires	O Niveau sphérique
F ₁ Mâchoires du mandrin	P Vis calantes
G ₁ Monture du diamant	Q Pointe fixe
H ₁ Cône de diamant	R Bague mobile
A ₂ Oculaire	S Bague fixe
B ₂ Réticule mobile	T Tube fileté
C ₂ Tambour gradué	U Clavettes cylindriques
D ₂ Collerette	V Ecrou, roue dentée hélicoïdale
E ₂ Tube	W Vis tangente
F ₂ Fermeture à 3 secteurs filetés	X Volant pour mouvements micrométriques
G ₂ Lame à faces parallèles planes	Y ₂ Éclaireur
H ₂ Objectif	
I Eprouvette	
J Rotule sphérique	

PRINCIPE DE L'APPAREIL

Cet instrument ayant été conçu pour étudier au laboratoire certains phénomènes de cémentation durcissante devait réunir les qualités suivantes :

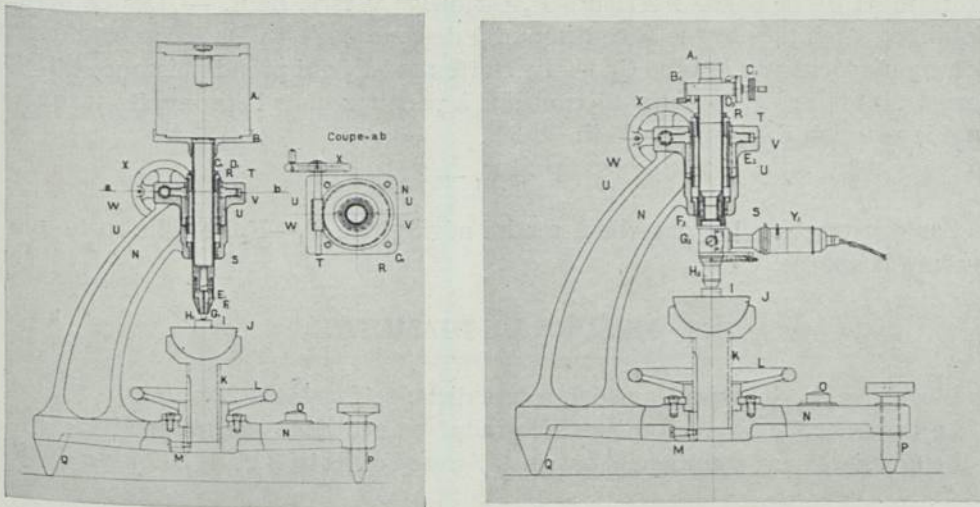
grande précision des mesures et dureté exprimée en nombre Brinell,

empreinte microscopique quasi ponctuelle donnant la dureté en un point.

mesure, sans modification de l'appareil, des faibles aussi bien que des très grandes duretés.

La dureté est définie par le rapport de la charge à la surface d'empreinte, comme dans la méthode Brinell. — L'empreinte est microscopique et la charge P de quelques kilogrammes porte directement sur le poinçon comme dans l'appareil de Mr. le Grix. — Le poinçon est constitué par un cône de diamant, à pointe non émoussée dont l'angle au sommet, de 136° , est choisi pour que le nombre de dureté coïncide avec le nombre Brinell.

La mesure du diamètre se fait au microscope métallographique à fort grossissement et à oculaire micrométrique à tambour.



Détail du mécanisme.

Un tube cylindrique C_1 dont l'axe rigoureusement vertical coïncide avec l'axe du cône réunit le diamant H_1 au plateau B_1 , qui porte les poids marqués A_1 , centrés

sur l'axe. — Ce tube est guidé verticalement par deux bagues R et S à frottements différenciés, rigoureusement centrées et sans jeu. — C'est par le déplacement micrométrique de la bague supérieure R sur laquelle repose la collerette D_1 du tube C_1 , que s'opère la mise en charge progressive, lente et sans frottement. — Ce déplacement est produit en agissant à la main sur le volant X.

Le microscope se substitue instantanément au tube qui porte le diamant de telle sorte que son axe optique coïncide automatiquement avec l'axe de l'empreinte cônica.

Le porte-objet 1 à rotule sphérique J centrée sur l'axe permet d'orienter horizontalement la surface polie de l'éprouvette. — Une plateforme à déplacements micrométriques rectangulaires permet de chercher au microscope et de repérer le point où doit se faire l'empreinte. — Le volant L permet les déplacements rapides verticaux du porte-objet.

La mise au point est obtenue en agissant, soit sur le porte-objet, soit sur la bague à déplacement micrométrique.

APPLICATION DE LA CHARGE

La mise en charge s'effectue en abaissant lentement la bague supérieure R, la bague inférieure S restant fixe. Soient respectivement F_1 et F_2 les frottements des bagues supérieure et inférieure. — Au début le tube C_1 repose sur la bague R par la collerette D_1 , de sorte que C_1 et R se déplacent ensemble. — Ceci a lieu tant que la réaction de l'éprouvette sur le cône de diamant est inférieure à $P - F_2$, car le frottement de la bague inférieure F_2 est dirigé vers le haut. — Dès ce premier équilibre atteint, la bague R continuant à descendre n'est plus accompagnée dans son mouvement par le tube C_1 . — Le frottement F_1 qui prend naissance est alors dirigé vers le bas et le diamant continue à pénétrer dans l'éprouvette jusqu'à ce que la réaction devienne égale à :

$$P + F_1 - F_2$$

Par construction, on cherche à rendre négligeable $F_1 - F_2$ de telle sorte que P mesure la charge.

MESURE DU DIAMÈTRE

L'oculaire A_2 du type Ramsden a une distance focale de 20 m/m.

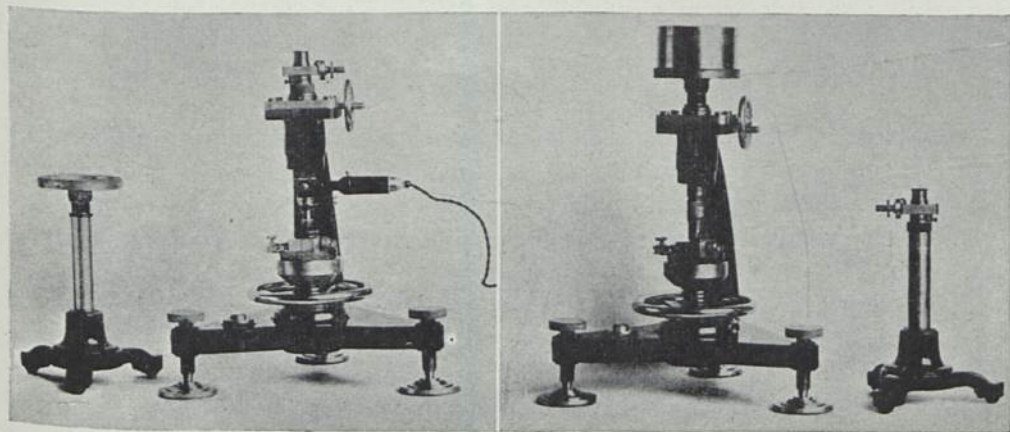
Le tambour C_2 du micromètre est gradué en centièmes de millimètre.

Le grossissement commercial est de 157 avec l'objectif 3 et de 512 avec l'objectif 5.

Le grandissement G de l'objectif No. 3 est de 12,36; celui de l'objectif 5 est de 41.

L'éclairage se fait comme dans les microscopes métallographiques en utilisant l'objectif H_2 comme condenseur. — Une lame à faces planes parallèles G_2 inclinée à 45° , renvoie la lumière provenant d'un éclaireur latéral Y_2 .

Dans le premier appareil, l'éclaireur est solidaire de l'objectif et une vis F_2 à trois filets, à trois secteurs filetés et trois secteurs lisses, permet la fixation instantanée de la partie inférieure du microscope sur le tube E_2 du microscope.



Dans un modèle plus récent, l'objectif et la lame G_2 sont solidaires du tube E_2 et s'introduisent d'une seule pièce par le haut.

Une fenêtre ménagée dans ce tube au niveau de la lame G_2 reçoit la lumière d'un éclaireur solidaire du bâti.

CHOIX DE L'ANGLE DU CONE

Si nous faisons l'hypothèse que le mécanisme du refoulement dépend surtout de l'angle de raccordement de la bille et de la surface plane de l'éprouvette, le cône qui aura même angle de raccordement, devra donner même nombre de dureté.

Soit α l'angle du cône, d le diamètre de l'empreinte donnée par la bille de diamètre D' . — On a la relation:

$$\frac{d}{D'} = \cos \frac{\alpha}{2}$$

Considérant une bille de 10 mm et une charge de 3.000 Kg. on a entre Δ et α la correspondance suivante:

Bille Brinell. $D' = 10^{\text{mm}}$ Charge 3000 kg

α	d^{mm}	$\Delta^{\text{kg/mm}^2}$
90°	7.08	66.6
120	5	143
130	4.23	204
136	3.75	262
139	3.51	300
148° 21'	2.73	501

Une autre considération doit guider dans le choix de l'angle, à savoir que s'il est trop faible la pointe de diamant risque de devenir fragile. — Aussi, avons-nous adopté l'angle de 136° qui d'après notre hypothèse, donnerait la coïncidence avec le nombre Brinell pour une dureté de 262 Kg/mm².

DETERMINATION DES EFFORTS DE FROTTEMENT

On suspend à l'un des plateaux d'une balance le tube C_1 , de telle sorte que la colerette D_1 ne vienne à aucun moment en contact avec la bague R. — On dispose une tare dans l'autre plateau. On détermine :

1°. La charge minimum nécessaire pour provoquer le mouvement de haut en bas.

2°. La charge maximum permettant le mouvement de bas en haut.

La demi-différence de ces deux charges représente $F_1 + F_2$.

On répète ensuite ces opérations, mais en provoquant les mouvements de descente et de montée par le déplacement de la bague supérieure et complétant la force nécessaire au moyen de surcharges. — Dans ces conditions, les frottements des coussinets sur le tube sont de sens contraire et la demi-différence des surcharges donne $F_1 - F_2$.

On en déduit F_1 et F_2 .

On retouche alors la bague qui donne les frottements les plus forts pour égaliser sensiblement F_1 et F_2 de telle sorte que $F_1 - F_2$ soit négligeable, $F_1 - F_2$ est sensiblement indépendant de la charge P.

Dans notre premier appareil, nous avons trouvé :

$$F_1 = 46,5 \text{ gr.} \qquad F_2 = 16,5 \text{ gr.} \qquad F_1 - F_2 = 30 \text{ gr.}$$

Toutes les mesures citées dans ce mémoire ont été faites avec cette valeur de $F_1 - F_2$, les bagues réglées n'ayant pas été retouchées.

Dans notre nouveau modèle le tube et les bagues sont en acier Soleil No. 3 cémenté. — Ces pièces sont ensuite rodées et polies, de telle sorte que, après retouche, la différence $F_1 - F_2$ devient tout à fait insignifiante.

GRANDEUR DE L'EMPREINTE

Le plus grand diamètre d'empreinte est limité à 0,8 m/m par la nécessité de donner une image entièrement couverte par la graduation du micromètre.

Le plus petit diamètre est obtenu par l'action de la plus petite charge 1 Kg. sur la matière la plus dure $\Delta = 1300$. — L'empreinte est alors de 50 microns.

Dans la plupart des mesures le diamètre d de l'empreinte reste compris entre 1 et 2 dixièmes de millimètres, c'est-à-dire qu'avec l'objectif No. 3, l'image qui se forme dans le plan du réticule a un diamètre D compris entre 1,25 et 2,5 millimètres.

On choisit la charge pour que l'empreinte soit comprise entre 2 et 3 dixièmes de

millimètres quand on recherche une très bonne détermination du diamètre. — Au contraire, on s'arrange pour avoir un diamètre compris entre 1/2 et 1 dixième de millimètre quand on désire mesurer la dureté en un point, comme c'est le cas dans l'étude des couches cémentées. — A cet effet, la charge peut varier de 1 à 16 Kgs. par kilogramme par la combinaison de quatre poids, l'ensemble du plateau et du diamant pesant 1 Kg.

FORMULE DONNANT LA DURETÉ

La dureté est donnée par la formule :

$$\Delta = \frac{P}{D^2} \frac{4 G^2 \sin \frac{\alpha}{2}}{\pi}$$

Le calcul donne la formule de tarage :

$$\Delta = K \frac{P}{D^2} \text{ Kg/mm}^2$$

où $K = 180,35$ pour l'objectif No. 3 et $K = 1984$ pour l'objectif No. 5.

PRÉCISION DES MESURES

Erreur sur la charge.

Elle se décompose comme suit :

Erreur relative sur le tarage des poids	0,01
„ „ provenant de la différence entre la direction de la charge et celle de la pesanteur	0,01
„ „ provenant des frottements	0,3 à 0,75
„ „ totale %	$\frac{dP}{P} = 0,32 \text{ à } 0,77$

Dans notre nouveau modèle l'erreur provenant des frottements est dix fois plus faible par suite de la réduction et de la meilleure compensation des efforts. L'erreur relative sur la charge est ainsi abaissée à une valeur comprise entre un demi et un millième pour cent.

ERREUR SUR LE DIAMÈTRE

L'erreur sur D provenant de la lecture au micromètre est de 2 microns en appréciant le dixième de division au tambour. — On ne peut pas abaisser sensiblement cette erreur par réitération, par suite de la définition insuffisante du diamètre de l'empreinte.

L'empreinte circulaire présente souvent une légère irrégularité attribuable au mode de déformation du matériel étudié.

Cette irrégularité est fortement atténuée par l'appréciation de l'opérateur

qui remplace le contour circulaire plus ou moins déchiqueté de l'empreinte par un cercle idéal. — Quand une empreinte est mal formée, il vaut mieux abandonner cette mesure et en faire une autre à côté. Avec un peu d'habileté, on peut réduire cette cause d'erreur à moins de 3 microns.

Pour la valeur moyenne $D = 1,5$ mm. on trouve que l'erreur relative totale sur le diamètre est de 0,33 %.

Nous donnons ci-dessous à titre d'exemple la mesure du diamètre effectuée dans divers azimuts A sur une empreinte très médiocre faite sur le plat d'une lame de rasoir de sûreté (ces mesures englobent l'erreur de mise au point).

Lame de rasoir $P = 10$ kg; D diamètre lu, A Azimut

A	Dmm	Ecart absolu	Ecart relatif
0	1,560	0,001	0,064
45°	1,567	0,006	0,384
90°	1,560	0,001	0,064
135°	1,557	0,004	0,262

ERREUR SUR LE GROSSISSEMENT

La valeur de G qui entre dans la formule a été calculée une fois pour toutes avec grande précision. Dans le calcul d'erreur, il faut prendre l'écart sur G provenant de la latitude de mise au point. Quand l'accommodation de l'oeil varie de l'infini à 20 centimètres, l'erreur relative sur G atteint 0,08%.

ERREUR SUR LA DÉTERMINATION DE L'ANGLE DU CONE

Nous n'avons pas les moyens de mesurer cet angle avec une précision supérieure à 30 minutes, de sorte que l'erreur systématique qui en résulte est de 0,316%.

ERREUR TOTALE

L'erreur totale maximum calculée d'après les données ci-dessus est comprise entre 1,456 et 1,906. — Somme toute l'erreur est inférieure à 2% et peut être inférieure à 1% dans les mesures effectuées avec le plus grand soin sur de bonnes empreintes. La précision de cet appareil égale celle des meilleures déterminations à la bille Brinell.

A titre d'exemple, voici deux mesures effectuées avec le poids de 10 Kg. sur l'acier Soleil No. 2 trempé à 1000° et revenu à 200°:

	D	Δ	Erreur relative
1e mesure	1,677	641,3	} 0,36%
2e mesure	1,68	639	

INFLUENCE DE LA CHARGE

Le cône donnant des empreintes semblables quand la charge varie conduit à des nombres de dureté sensiblement indépendants de la charge. En voici deux exemples:

Influence de la charge

Métal soumis à l'essai	P	D	Δ	Ecart relatif
Acier à 10% de Nickel, trempé	4	1,27	447	} 0,62%
	10	2,005	450	
Aluminium	1	1,74	59	} 0
	2	2,47	59	

COMPARAISON AVEC LA METHODE BRINELL

Nous avons fait de nombreuses mesures comparatives entre les nombres de dureté obtenus avec notre appareil et les nombres Brinell donnés par une machine d'atelier fonctionnant avec une bille de 10 m/m sous une pression de 3.000 Kg.

Voici quelques chiffres qui s'échelonnent sur toute la gamme de dureté mesurable avec la bille d'acier dans ces conditions:

Comparaison avec la méthode Brinell

Acier soumis à l'essai	Δ Bille d'acier	Δ' Cône diamant	$100 \frac{\Delta' - \Delta}{\Delta}$
Fer de Suède puddlé	67	78	14,1%
Acier à 10% de nickel, radouci	294	299	1,68
Acier dur au carbone trempé et revenu	364	365	0,27
"	398	399	0,25
"	418	417	-0,24
"	444	453	1,28
Acier Soleil No. 2 trempé à 1000° revenu à 450° .	555	563	2,47

L'essai à la bille sur le fer puddlé donne un nombre un peu trop faible par suite de fissurations produites dans l'empreinte le long de lignes de scories. L'empreinte du cône de diamant au contraire, était suffisamment petite pour porter uniquement sur une région saine de la ferrite, tout à fait exempte de scories.

Il est possible que le nombre donné par la bille pour l'acier Soleil 2, soit un peu faible par suite d'un léger aplatissement de la bille d'acier.

LIMITE DES DURETÉS MESURABLES

Par suite de son principe cet appareil permet de mesurer les duretés les plus faibles comme les plus grandes. En voici quelques exemples :

Limite des duretés mesurables

Matière étudiée	P	D	Δ
Etain fondu	2	7,48	6,4
Ebonite	2	4,89	15
Cuivre rongé laminé	4	3,18	71,3
Bille extradure, spéciale pour machine à biller . .	10	1,500	802
Lime d'acier au carbone, marque S ₁ de Firminy .	10	1,43	882
Mèche d'acier rapide, marque Eclair de Firminy .	10	1,35	990

APPLICATION AUX MINÉRAUX

Dans certains cas, les dimensions des cristaux du métal étudié n'étant plus négligeables vis-à-vis des dimensions de l'empreinte, nous avons été conduits à étudier le mécanisme de la déformation dans un cristal unique.

Les études très sommaires que nous avons faites sur cette question montrent que la dureté Brinell, très bien définie dans le cas d'un agrégat cristallin plastique, comme celui que constituent les métaux, perd sa signification dans le cas du cristal unique, sauf quand le cristal appartient au système cubique. Ce fait doit tenir à la symétrie élevée du cube. Dans le cas du sel gemme, l'empreinte est d'apparence conique, mais vue sous un très fort grossissement, on s'aperçoit, par endroit, que la déformation est discontinue. Le contour de l'empreinte est alors formé d'une succession de petites lignes, brisées à angle droit, à la manière d'un dessin de tapisserie.

Les mesures de dureté faites sur le sel gemme et sur la fluorine sont très précises, puisque les empreintes sont bien formées. Nous pensons que, dans le cas des métaux

appartenant au système cubique la mesure conserve toute sa signification, même lorsque les dimensions des cristaux sont plus négligeables vis à vis du diamètre de l'empreinte.

Il n'en est pas de même dans le cas des autres minéraux qui donnent un contour d'empreinte bien moins régulier. Avec la calcite en particulier, la matière cède en formant un triangle avec décollement selon les plans de clivage p. Néanmoins, l'empreinte est assez bien formée sur les trois quarts de son contour pour qu'on puisse faire une mesure de diamètre. La dureté ainsi calculée correspond à une définition physique bien imprécise, mais nous l'avons portée sur le tableau suivant qui donne la correspondance approximative entre l'échelle de Mohs et les nombres Brinell. D'ailleurs, la calcite pour laquelle $\Delta = 81,8$ et un échantillon de fer de Suède pour lequel $\Delta = 81$ se rayent mutuellement.

Minéral	Face	Echelle de Mohs	Dureté		P
			Hertz	Brinell	
Sel Gemme.	p	2	20	18,3	2
Gypse	g_1	2	14	22,2	1
Calcite	p	3	96	81,8	2
Fluorine	p	4	106	150	2
Apatite	m	5	237	266	4
Orthose blanche	p	6		284	2
„ rose	p et g_1	6		415	10
Quartz	m	7	230	584	10
Emeraude	m	8		1100	10
„	m	8		1200	2
„	P		588		

Ce tableau donne également la correspondance entre la dureté Brinell et la dureté Hertzienne d'après les mesures de Auerbach en 1891. Hertz définit la dureté, dans le cas de deux sphères de même matière par la pression au centre du cercle de contact au moment où commence la déformation permanente. On doit donc trouver une pression inférieure au nombre de Brinell. C'est ce que montre le tableau. Il y a exception pour le sel gemme et pour la calcite.

Les nombres que nous donnons pour la dureté Brinell de ces deux matières ne nous semblant pas sujets à caution, pour les raisons exposées plus haut, nous croyons que ce sont les nombres de Hertz qui sont un peu trop forts.

APPLICATION A L'ÉTUDE DES TENSIONS INTERNES

Nous avons mesuré la dureté à la surface de galettes de verre de 1 c/m environ

d'épaisseur et 7 c/m environ de diamètre. Les mesures ont porté sur une galette recuite et sur une galette refroidie rapidement après la solidification. Les tensions internes de cette dernière sont visibles au polarimètre. Voici les résultats de nos mesures :

Etude des tensions internes

Distance au centre de la galette	0	1cm.	2
verre recuit (moyennes)	519	485	537
verre non recuit	927	466	426

Elle sont très imprécises par suite des éclatements qui se produisent surtout dans le verre trempé. Pour les réduire au minimum, nous avons été obligés d'opérer avec une charge de 2 Kgs. seulement.

Malgré l'imprécision de ces mesures, on se rend compte que les tensions internes provoquent un accroissement de dureté au centre de la galette non recuite.

APPLICATION AUX PIÈCES DE FAIBLE DIMENSION

L'empreinte pouvant avoir un diamètre de quelques centièmes de millimètre, permet de faire des mesures sur des surfaces de très faible dimension; en voici quelques exemples :

1°. Nous avons fait deux mesures, l'une sur la tranche, l'autre sur le plat d'une lame de rasoir de sûreté d'une épaisseur de 0,12 m/m. Le nombre obtenu sur la tranche est un peu faible, parce que l'empreinte n'étant pas exactement au milieu de la tranche, a été influencée par la proximité du bord de l'échantillon. Nous avons trouvé :

Mesures sur une lame de rasoir de sûreté

Nature de l'essai	P	D	d	Δ	Ecart relatif
sur le plat	10	1,560	0,126	741	} 3,56%
sur la tranche	2	0,71	0,0568	715	

2°. Sur une bille d'acier extra dur spéciale pour machine à biller, de 10 m/m. de diamètre, nous pouvons faire une empreinte et la mesurer. Il suffit que la bille soit bien dans l'axe vertical de l'appareil. Le cercle de l'empreinte est alors dans un plan perpendiculaire à l'axe du microscope et la mise au point peut être rigoureuse, voici deux mesures :

Mesures sur une bille d'acier

	P	D	Δ	Ecart relatif
1e Mesure	10	1,515	786	} $\pm 2\%$
2e Mesure	10	1,485	818	
moyenne			802	

3°. Nous avons fait des mesures sur la lèvre de mèches hélicoidales de 8 m/m sans que pour cela la mèche soit mise hors d'usage. Nous avons ainsi constaté que même à froid la dureté de l'acier Éclair de Firminy est supérieure à celle des aciers au carbone eutectoïdes, trempés sans revenu (voir plus haut).

APPLICATION AUX MÉTAUX HÉTÉROGÈNES

Cette méthode avait permis à Mr. Le Grix d'étudier les filiations dans les métaux blancs. Nous l'avons appliquée à l'étude des cémentations durcissantes.

Nous ne citerons que deux exemples: cémentation au carbone de l'acier Soleil 3 et cémentation à l'azote.

Dans les études de ce genre, la plateforme mobile à déplacements micrométriques du porte-objet permet de repérer la position du point où l'empreinte est faite. Mais dans le cas présent, nous nous servons de préférence de l'oculaire micrométrique à tambour pour calculer la distance du point mesuré à la surface de cémentation.

CÉMENTATION AU CARBONE DE L'ACIER SOLEIL No. 3

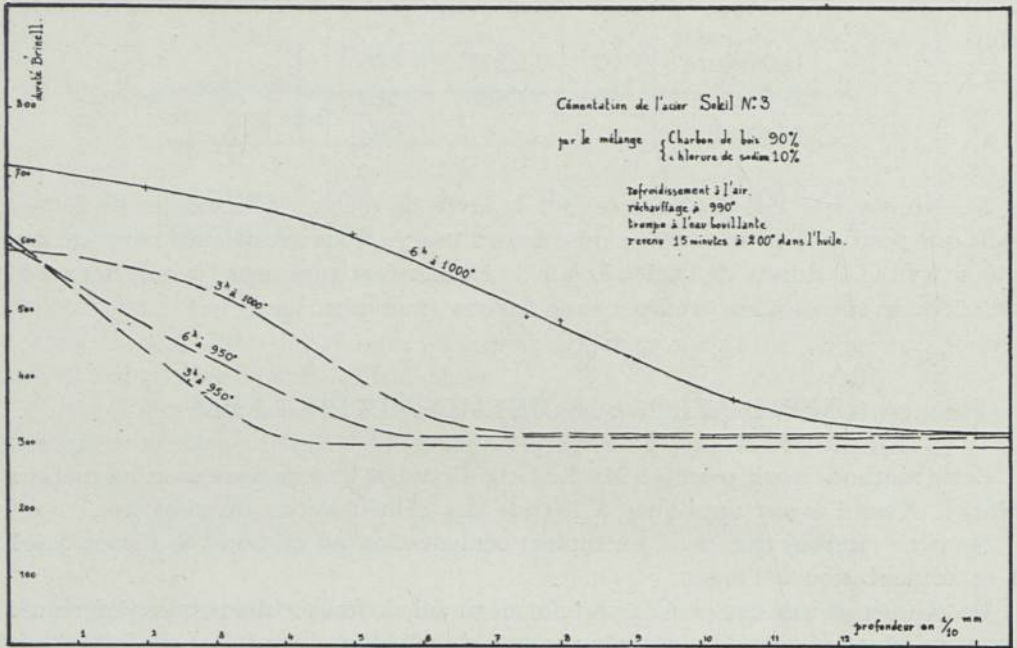
Cet acier inoxydable martensitique ne change pas de structure micrographique par cémentation. Tout au plus, voit-on apparaître du carbure libre lorsque la cémentation est trop énergique, mais c'est l'indice d'une mauvaise cémentation, la couche superficielle de carbure étant une cause de fragilité. Le microscope ne permet donc pas de caractériser une bonne cémentation et il est essentiel d'avoir recours à un autre procédé d'investigation.

Les courbes de dureté en fonction de la profondeur permettent d'obtenir directement la variable intéressante dans un phénomène de cémentation.

La cémentation des aciers inoxydables au chrome présente deux difficultés qui proviennent de la facilité avec laquelle le carbure apparaît et de la facilité avec laquelle se forme l'oxyde de chrome en gênant l'action cémentante des gaz. Pour ces deux raisons, il est indiqué de maintenir la pression partielle de l'oxyde de carbone à une faible valeur par dilution dans l'azote atmosphérique. L'addition de chlorure de sodium semble néanmoins nécessaire pour éviter, par décapage, la forma-

tion d'une couche d'oxyde de chrome et permettre ainsi à la cémentation de s'effectuer rapidement et très régulièrement.

Nous donnons ci-joint, des courbes de dureté obtenues sur des pièces ainsi trai-



tées. Avec l'acier Soleil spécial pour cémentation l'inoxidabilité est entièrement conservée après cémentation et la dureté superficielle est considérable.

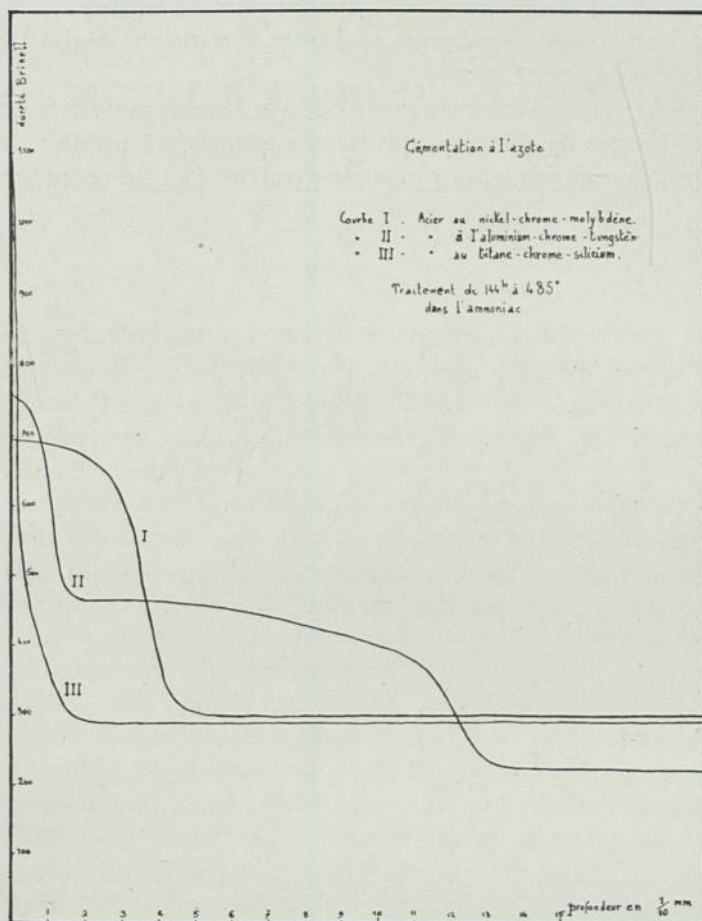
CEMENTATION A L'AZOTE

L'étude micrographique des aciers contenant de l'azote est trop peu avancée pour pouvoir donner des renseignements précis concernant la cémentation à l'azote. Là encore, le microscope ne peut pas convenir et la détermination avec notre appareil des courbes de dureté en fonction de la profondeur donne des renseignements directement utilisables.

C'est ainsi que nous voyons que l'acier III au titane — chrome — silicium donne une dureté superficielle de 1100. C'est l'un des nombres les plus forts que nous ayons relevé sur des aciers, mais la pénétration de cette cémentation est très faible.

En examinant au microscope, une pièce d'acier II à l'aluminium — chrome — tungstène, on constate que la forte colorabilité de la zone cémentée présente une épaisseur de 12 dixièmes de millimètre. A cette profondeur, la variation rapide de dureté qui atteint près de 200 unités Brinell est accompagnée au polissage d'une légère dénivellation. On est donc conduit, si l'on n'y prend pas garde, à estimer à 12 dixièmes de millimètre l'épaisseur de la couche cémentée utilisable.

Or, la courbe de dureté en fonction de la profondeur montre qu'il n'en est rien. Une rectification finale de 8 centièmes de millimètre fait tomber la dureté de la couche superficielle de 760 à 690 et l'épaisseur de la couche à grande dureté devient très faible, puisqu'une usure de 8 centièmes de millimètre fait tomber la dureté à 300. Le substratum est trop peu dur pour qu'une pièce cémentée faite avec cet acier résiste à de fortes pressions sans déformation permanente.



L'acier I au nickel chrome molybdène ne présente pas ce défaut. Après rectification de 8 centièmes de millimètre sa dureté est encore de 690 et une usure en service de 3 dixièmes de millimètre donne encore une dureté superficielle de 600. Une telle répartition de la dureté est en général plus avantageuse que celle de l'acier II.

On voit ainsi que la détermination avec notre appareil de ces courbes de dureté nous permet de résoudre un problème important devant lequel l'analyse chimique et le microscope restent impuissants.

CONCLUSIONS

Nous venons de voir que cette machine donne des mesures locales, par empreintes microscopiques; elle est d'une grande précision et convient également bien pour les faibles et les très grandes duretés. Cet appareil est simple et indéréglable. La pointe de diamant se conserve indéfiniment sans s'émousser.

Les exemples cités dans ce mémoire montrent la multiplicité des études qui peuvent être abordées par cette méthode.

Nous tenons à exprimer ici notre gratitude à la Direction de la Société Anonyme des Aciéries et Forges de Firminy, qui nous a autorisés à publier ce mémoire, et nous adressons nos remerciements à tous ceux qui ont facilité notre tâche.

UNTERSUCHUNGEN ZUR ERFORSCHUNG DER KERB- SCHLAGPROBE UND GESICHTSPUNKTE FÜR DIE NORMUNG DIESES PRÜFUNGSVERFAHRENS

von

PROF. DR. SCHWINNING

Dresden

Als Kerbversuche bezeichnen wir Versuche mit Probestäben, bei denen die Querkontraktion des Materials in der Nähe der Bruchstelle durch einen Kerb stark gehemmt ist. Dieser Beanspruchungsfall liegt bei Konstruktionsteilen in allen den Fällen vor, wo schroffe Querschnittsübergänge, plötzlicher Richtungswechsel und dergl. vorhanden sind.

Inwieweit treten nun hier Erscheinungen auf, die aus den Materialeigenschaften, wie sie beim üblichen Zerreißversuch u. s. w. bestimmt werden, nicht zu erklären sind und die deshalb ein besonderes Prüfungsverfahren notwendig machen? Dazu müssen wir kurz auf die Brucherscheinungen eingehen.

Brüche von Konstruktionsteilen treten entweder als „Dauerbrüche“ infolge der normalen Betriebsbeanspruchungen, die sich in regelmässiger Folge ausserordentlich oft wiederholen, oder als „Gewaltbrüche“ durch äussere Gewalt, infolge einer die normalen Betriebsbeanspruchungen sehr weit überschreitenden einzelnen Ueberanstrengung auf. Dauerbrüche auch „Ermüdungsbrüche“ genannt, erfolgen ohne jede Formänderung infolge Ueberschreitung der Wechselfestigkeit. Hier ist also nicht die Zähigkeit, sondern allein die Wechselfestigkeit des Werkstoffes massgebend.

Bei den Gewaltbrüchen dagegen ist die Formänderungsfähigkeit des Werkstoffes ausschlaggebend. Sicherheit gegen Bruch ist also in diesem Fall nur dadurch zu erreichen, dass der Werkstoff unter den Bedingungen, die durch die Formgebung des Konstruktionsteiles und die Art der Beanspruchung gegeben sind, hohe Formänderungsarbeit infolge grosser Formänderungsfähigkeit aufzunehmen vermag, ohne zu Bruch zugehen.

Das Materialvolumen, das an der Formänderung und damit an der Arbeitsaufnahme überhaupt teilnehmen kann, wird durch die Formgebung des Konstruktionsteiles bestimmt. Liegen Kerbwirkungen vor, so beschränken sie dieses Volumen in sehr starkem Masse. Beispielsweise sind in Abb. 1—3 die Fliessfiguren an der

Oberfläche eines ungekerbten, eines flachgekerbten und eines tiefgekerbten Stabes der in üblicher Weise auf Biegung beansprucht wurde, beim Beginn des Fließens dargestellt. Man erkennt deutlich, wie stark das verformte Volumen, besonders bei tiefer Kerbe, beschränkt wird. (Hierzu ist noch hervorzuheben, dass der Querschnitt des verformten Volumens der gekerbten Stäbe, wie Rekristallisationsversuche gezeigt haben, nach dem Stabinnern zu noch weiter sehr stark abnimmt).

Die überhaupt mögliche Grösse des verformbaren Volumens ist also eine von der

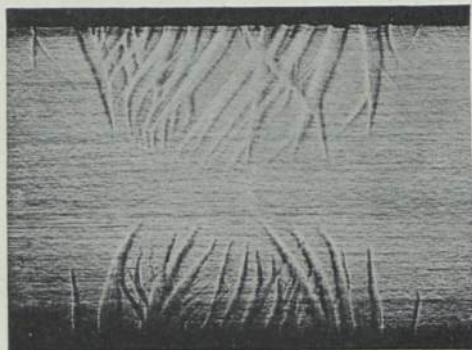


ABB. 1

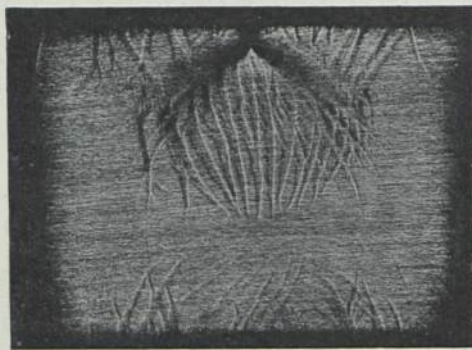


ABB. 2

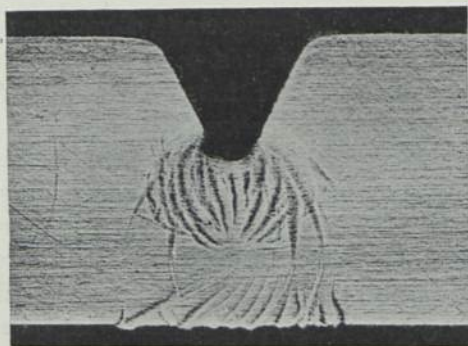


ABB. 3

Gestalt des Konstruktionsteiles abhängige physikalisch gegebene Bedingung und der Konstrukteur muss diesem Umstand bei der Formgebung Rechnung tragen. Von diesem verformbaren Volumen kann aber je nach den Materialeigenschaften und insbesondere je nach der eintretenden Bruchart eine sehr verschieden grosse Arbeitsmenge aufgenommen werden, und hier tritt demnach die Materialfrage bestimmend in Erscheinung.

Erfolgt der Bruch so, dass in der Nähe der Bruchstelle das Verformungsvermögen der Kristallkörner bis zu ihrer grösstmöglichen Verfestigung voll ausgenützt wird, so werden wir für ein gegebenes Material die höchste Arbeitsaufnahme erhalten. Der Bruch wird zähe, sehnig erscheinen und da er im vollständig verfestigten

Material auftritt, möchte ich ihn als „Verfestigungsbruch“ bezeichnen. Er ist im allgemeinen ein „Gleitungsbruch“. Massgebend wird dann für die Arbeitsaufnahme ehe der Bruch eintritt das maximale Verformungs- und Verfestigungsvermögen der Kristallkörner sein, also die Grössen, die auch beim ZerreiBversuch Dehnung und Spannung im *eingeschnürten* Querschnitt bedingen. Hohe Verfestigungsfähigkeit und grosse Brucheinschnürung werden also, sofern der Verfestigungsbruch eintritt, für die Aufnahme einer hohen Formänderungsarbeit bei Kerbwirkung günstig sein. Manche Beobachtungen (vgl. z.B. Versuche von Moser) sprechen dafür, dass für diesen Bruchfall Beziehungen zwischen dem Verlauf dieser Grössen beim ZerreiBversuch und dem Verhalten beim Kerbversuch bestehen können.

Der Bruch kann aber für jedes Material unter bestimmten Bruchbedingungen auch vor vollständiger Verfestigung vorzeitig durch ZerreiB des Raungitters der Kristalle, also durch Trennung erfolgen. Solcher Trennungsbruch muss, da das Verfestigungsvermögen der gebrochenen Kristallkörner nicht voll ausgenützt wird, stets geringere Formänderung und geringere Arbeitsaufnahme ergeben, und zwar um so niedriger, je weniger weit die Verfestigung im Augenblicke des Bruches, der als Sprung eintritt, vorgeschritten war. Da also durch Trennungsbruch die Formänderungsfähigkeit des Werkstoffes beschränkt wird, ist es wichtig, durch Prüfungsverfahren feststellen zu können, ob ein Material unter bestimmten Bruchbedingungen zu vorzeitigem Trennungsbruch neigt.

Ob Trennungsbruch oder Verfestigungsbruch eintritt, hängt davon ab, ob der Trennungswiderstand oder der Verformungswiderstand (Gleitwiderstand) grösser ist. Solange der Trennungswiderstand grösser ist, muss Verformung eintreten. Bleibt er dauernd bis zur Erschöpfung der Verformungsfähigkeit durch Verfestigung grösser, so wird der Bruch erst in vollständig verfestigtem Material durch Verfestigungsbruch (Verschiebungsbruch) eintreten.

Sowohl der Trennungswiderstand (vgl. Versuche von Schmid u.a.) als auch der Verformungswiderstand nehmen mit der Verformung zu, aber der Verformungswiderstand steigt durch Verfestigung in sehr viel stärkerem Masse. Wächst deshalb im Verlauf der Verformung der Gleitwiderstand über den Trennungswiderstand hinaus, so muss in diesem Augenblick Trennungsbruch erfolgen.

Die schematischen Skizzen Abb. 4—6 erläutern diese Brucharten.

Kennen wir also unter allen möglichen Bedingungen den Verlauf der Funktionen des Trennungswiderstandes und des Gleitwiderstandes, so würden wir daraus die zu erwartende Bruchart bestimmen können. In jedem Falle sind diese Funktionen in starkem Masse von den Bruchbedingungen abhängig, doch fehlen hierüber noch physikalisch eindeutig definierte ausreichende Versuchsunterlagen. Ganz besonders wird durch grosse Verformungsgeschwindigkeit, durch Hemmung der Quersammenziehung (Kerbwirkung) und bei einer Reihe von Metallen, besonders beim Stahl und Zink, durch Temperaturerniedrigung der Formänderungswiderstand stärker als der Trennungswiderstand gehoben und dadurch die Gefahr des Eintretens des vorzeitigen Trennungsbruches erhöht. Es ist also von Wichtigkeit, über diese Einflüsse durch besondere technisch einfach durchführbare Prüfungsverfahren

en Aufschluss zu gewinnen, und gerade in dieser Beziehung bieten die Kerbversuche eine wichtige Ergänzung der Prüfungsverfahren.

An sich ist der Kerbzerreißversuch der am klarsten definierte Versuch. Seine Durchführung bietet aber für den praktischen Gebrauch Versuchsschwierigkeiten. Praktisch hat sich deshalb in erster Linie der Kerbbiegeversuch in Form des Kerbschlagversuches eingeführt. Ueber dieses Prüfungsverfahren liegt eine reiche Lite-

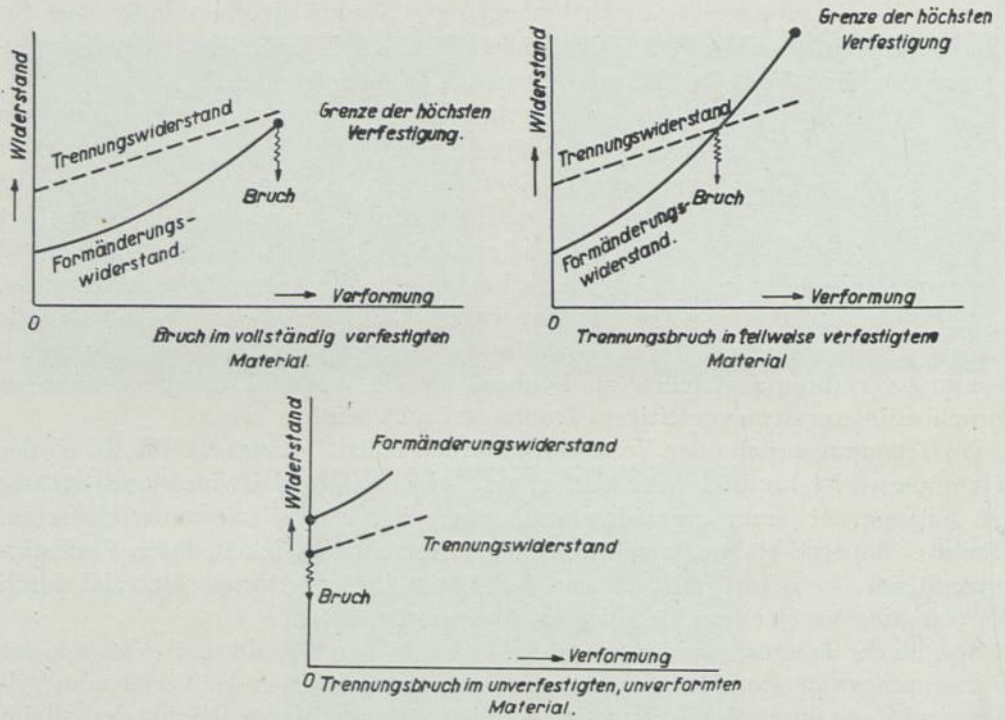


ABB. 4 bis 6

ratur vor, über die in diesem kurzen Referat kein ausführlicher Ueberblick gegeben werden kann. Von älteren Arbeiten erwähne ich u. a. die grundlegenden Untersuchungen von Charpy, Ehrensberger, Frémont, Mesnager u. s. w., von neueren u. a. die von Körber, Mailänder, Moser und Stribeck, doch liegen auch von anderen Forschern eine Fülle wichtiger Arbeiten vor.

In folgendem soll kurz über einige weitere Versuche zur Klärung der Vorgänge, welche die Brucherscheinungen bedingen, die der Verfasser gemeinsam mit Dr. ing. Matthaes im Institut für Metallurgie und Werkstoffkunde an der Technischen Hochschule Dresden durchgeführt hat, berichtet werden.

Zur Analyse des Kerbschlagversuches ist die Aufnahme von Diagrammen, welche die Beziehung zwischen Biegekraft und Durchbiegung darstellen, notwendig. Hierzu wurde im Institut eine besondere Untersuchungseinrichtung, welche es ge-

stattet, auch die Vorgänge beim Trennungsbruch zu analysieren, entworfen und hergestellt. Hierüber wurde in März 1925 zum ersten Mal in einer Sitzung der Kerbschlag-Kommission des D. V. M. T. berichtet. Mit Rücksicht auf die zur Verfügung stehende Zeit muss ich von einer Darstellung dieses Verfahrens absehen und auf eine spätere Veröffentlichung hierzu verweisen, und mich auf die Mitteilung der Versuchsergebnisse beschränken.

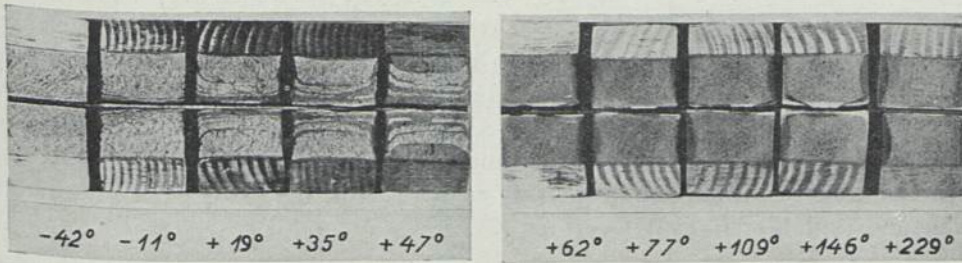
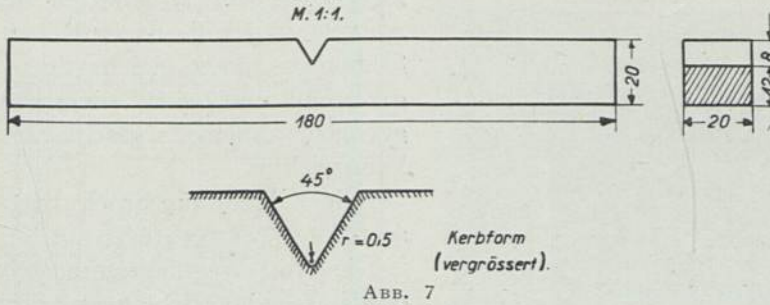


ABB. 8

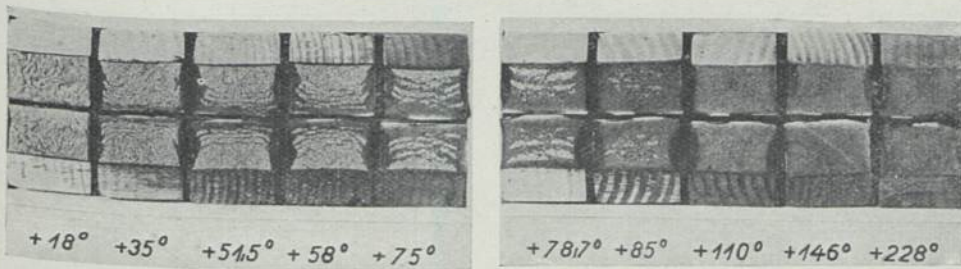


ABB. 9

Es möge zunächst über einige Versuche mit einem Stahl mit 0,51 % C. (sogeannter Maschinengussstahl) berichtet werden. Der Probestab ist in Abb. 7 gezeichnet. Der Kerb ist der Normalspitzkerb des D. V. M. T. Durch Aenderung der Temperatur und der Biegegeschwindigkeit kann bei diesem Material die Bruchart beliebig variiert werden. Es sei hierzu auf die Zusammenstellung der Bruchflächen bei langsamer Biegung in Abb. 8 und beim Schlag in Abb. 9 verwiesen.

Bei höheren Temperaturen finden wir reinen Verfestigungsbruch. Bei tiefen Temperaturen tritt Trennungsbruch ein. Der Uebergang in der Bruchart ist aber nicht unvermittelt. Zwischen dem reinem Trennungsbruch und vollem Verfestigungsbruch liegen Mischbrüche, bei denen die Bruchfläche abwechselnd bandartige oder auch inselartige Zonen von Verfestigungsbruch und von Trennungsbruch zeigt. Der Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit und der Temperatur auf den

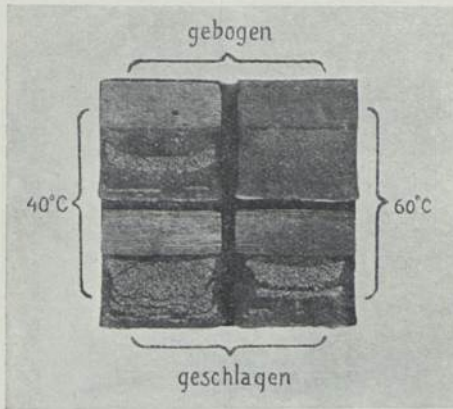


ABB. 9

Uebergang der Brucharten wird durch Abb. 9a, in der die Bruchflächen von vier Stäben aus einem gleichartigen Material, die bei 40° und bei 60° einerseits langsam gebogen, andererseits geschlagen sind, gekennzeichnet.

Reiner Trennungsbruch tritt erst bei sehr tiefen Temperaturen auf.

Die Kraft-Wegdiagramme zeigen übereinstimmend für Schlag- und für langsame Biegung ein Ansteigen der Biegekraft mit der Durchbiegung bis zum Einbruch über die ganze Kerblänge¹⁾. Beim Verfestigungsbruch schliesst sich hieran ein langsames Absinken der Biegekraft unter ständig zunehmender Verformung. Jeder Trennungsbruchzone aber entspricht ein sprunghafter senkrechter Abfall der Biegekraft entsprechend der Grösse der Trennungsbruchzone. (vgl. hierzu die Abb. 10 bis 13).

Reiner Trennungsbruch tritt erst bei sehr tiefen Temperaturen auf. Die Kraft-Wegdiagramme zeigen übereinstimmend für Schlag- und für langsame Biegung ein Ansteigen der Biegekraft mit der Durchbiegung bis zum Einbruch über die ganze Kerblänge¹⁾. Beim Verfestigungsbruch schliesst sich hieran ein langsames Absinken der Biegekraft unter ständig zunehmender Verformung. Jeder Trennungsbruchzone aber entspricht ein sprunghafter senkrechter Abfall der Biegekraft entsprechend der Grösse der Trennungsbruchzone. (vgl. hierzu die Abb. 10 bis 13).

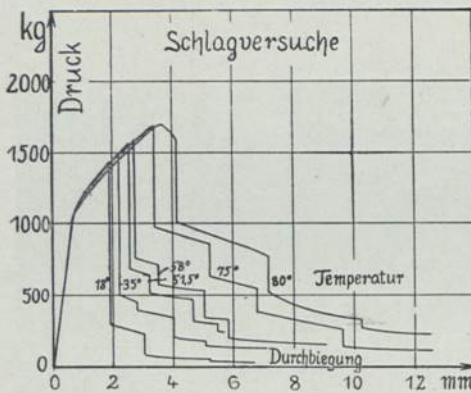


ABB. 10

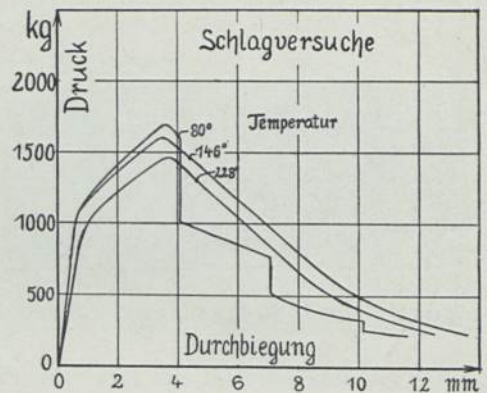


ABB. 11

Beim Mischbruch wechseln deshalb sowohl bei langsamer Biegung als bei Schlag diese Richtungen fortgesetzt im Diagramm, da ständig Trennungsbruch und Ver-

¹⁾ Der erste Einriss erfolgt in der Kerbmittle beginnend bereits erheblich unterhalb des Höchstwertes der Belastung, sofern nicht reiner, unverformter Trennungsbruch vorliegt.

festigungsbruch abwechseln. Schon sehr schmale Zonen von Verfestigungsbruch können einen sehr starken Zuwachs an Formänderungsarbeit bedingen, wie die Diagramme Abb. 10 und 12 zeigen, denn die Diagrammfläche stellt ja die Arbeitsaufnahme dar. Ganz gleichartig sind die Schaulinien, die für einen Werkzeugstahl

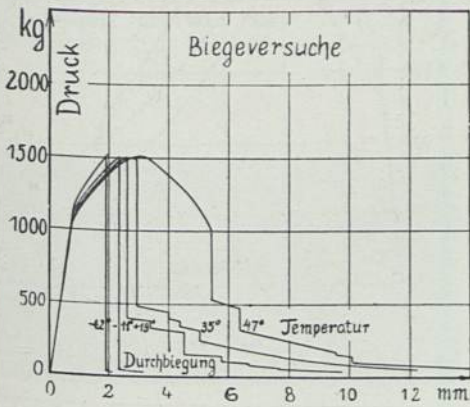


ABB. 12

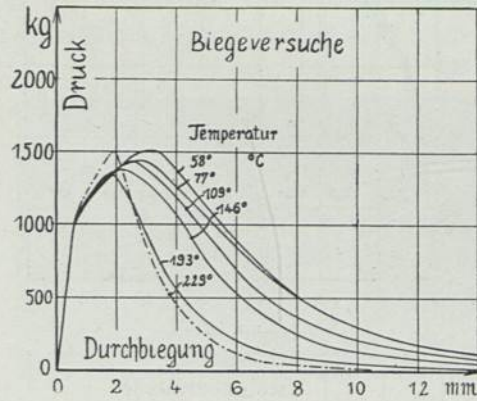


ABB. 13

mit 0,9 % C. aufgenommen wurden, und die in Abb. 18 bis 22 wiedergegeben sind. Der Probestab hatte die gleichen Abmessungen wie für den Stahl mit 0,5 % C. bis auf die Stabbreite, die 26 mm. betrug.

Je tiefer die Versuchstemperatur ist, umso geringer wird, wie die Schaulinien

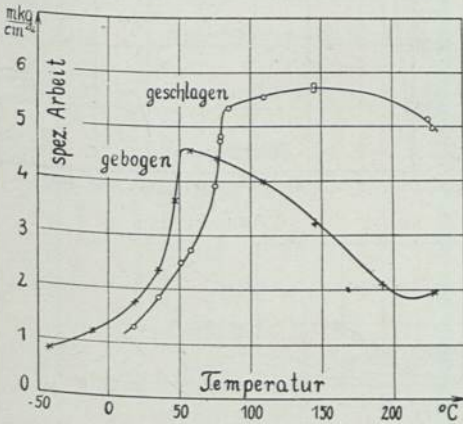


ABB. 14

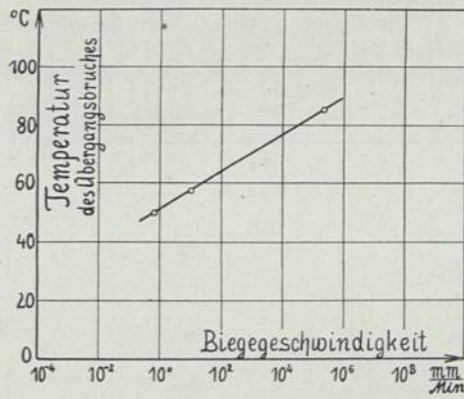


ABB. 15

zeigen, die Verformung, die dem Trennungsbruch vorausgeht, und demnach auch die aufgenommene Formänderungsarbeit.

Abb. 14 gibt für das Material von 0,5 % C. und Abb. 22 für den Stahl, mit 0,9 % C. die Beziehung zwischen der auf 1 qcm. des Bruchquerschnittes bezogenen Brucharbeit, die wie üblich als Kerbzähigkeit bezeichnet wird, und der Versuchstemperatur wieder. In bekannter Weise geht die Kerbzähigkeit, wie die Abbildungen zei-

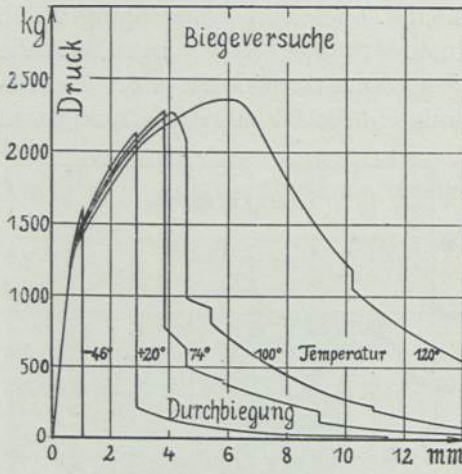


ABB. 18

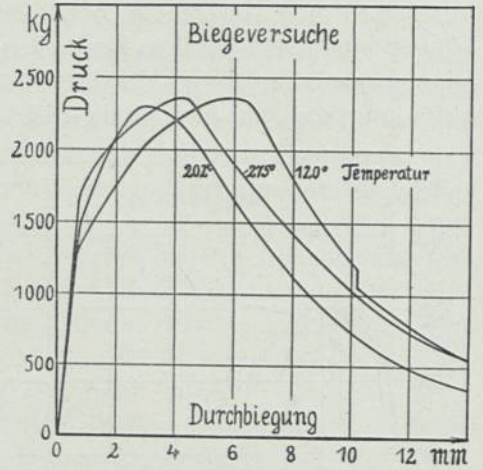


ABB. 19

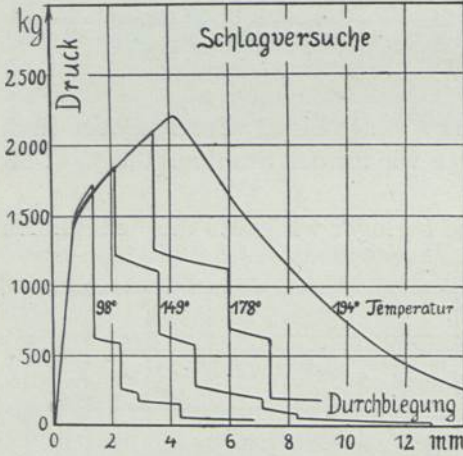


ABB. 20

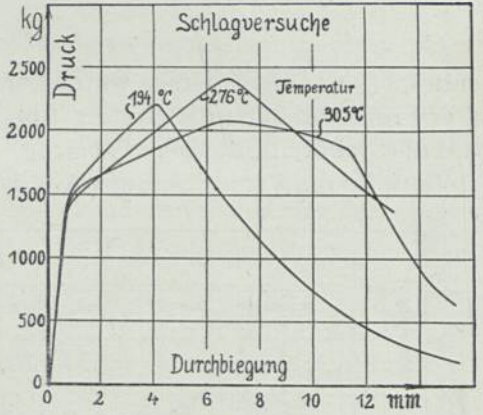


ABB. 21

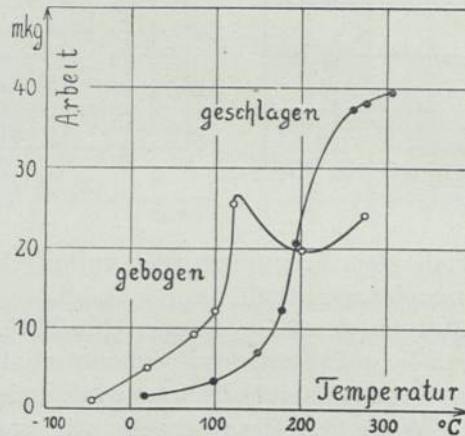


ABB. 22

gen, von einer Hochlage bei höherer Temperatur in eine Tieflage bei niedriger Temperatur, sobald überwiegender Trennungsbruch eintritt, über. Für den Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt liegt die Uebergangstemperatur erheblich (70—100° C.) höher wie beim Stahl mit 0,5 % C. Die Uebergangstemperatur zwischen Hoch- und Tieflage ist von der Formänderungsgeschwindigkeit abhängig, und zwar erfolgt der Uebergang zur Tieflage bei höherer Geschwindigkeit (Schlag) schon bei höheren

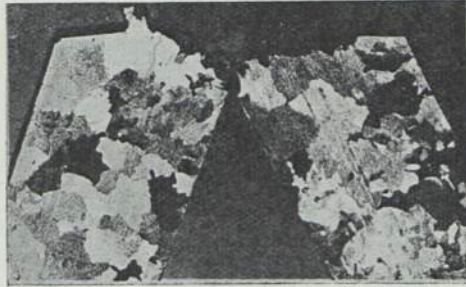
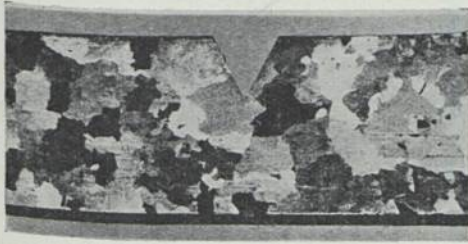


ABB. 23

Versuchstemperaturen als bei langsamer Biegung. Abb. 15 gibt diese Beziehung auf Grund der Versuchsergebnisse für den Stahl mit 0,5 % C. in halblogarithmischen Koordinaten wieder.

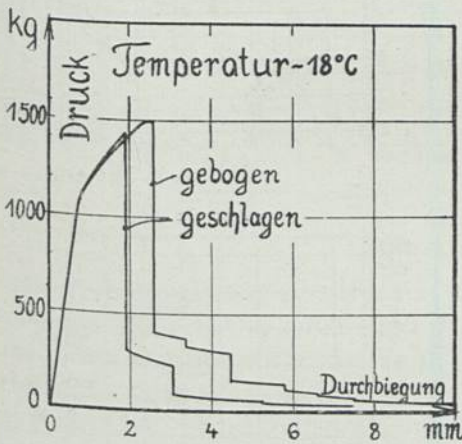


ABB. 16

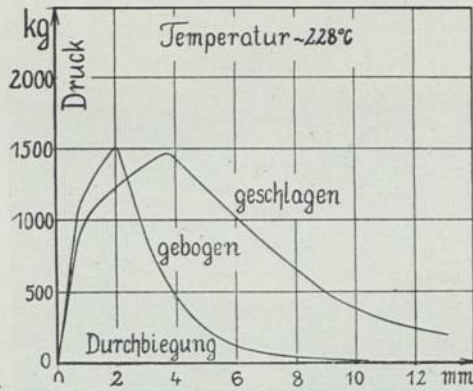


ABB. 17

Durch Aenderung der Kerbwirkung kann man die Temperatur ebenfalls beeinflussen und zwar derart, dass bei schwächerer Kerbwirkung der kritische Abfall erst bei tieferen Temperaturen eintritt.

An Hand der Schaulinien sind noch folgende Punkte zu beachten.

Der Trennungsbruch kann in mehr oder weniger verfestigtem Material eintreten. Wie die Diagramme zeigen, nimmt im Gebiete der Trennungsbrüche sowohl bei

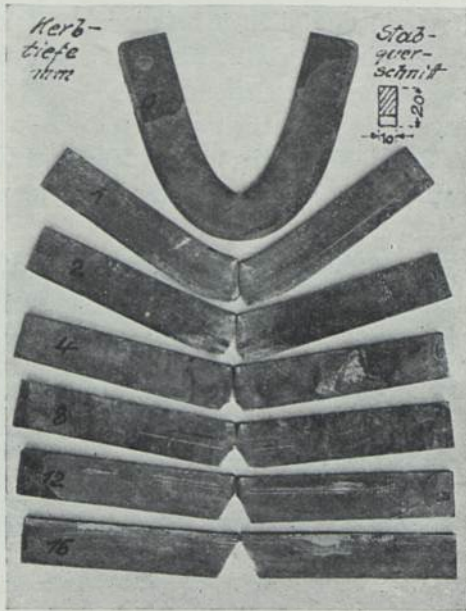


ABB. 24

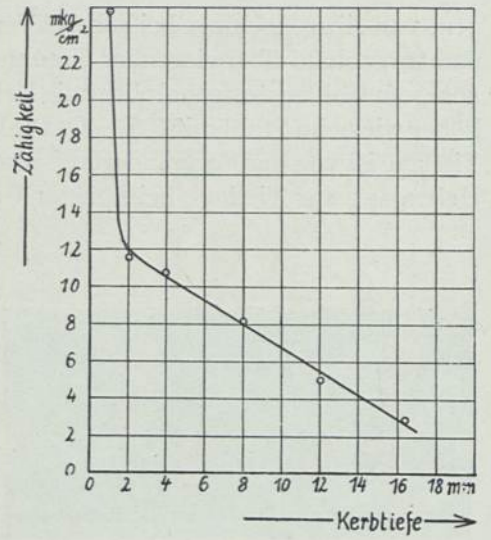


ABB. 25

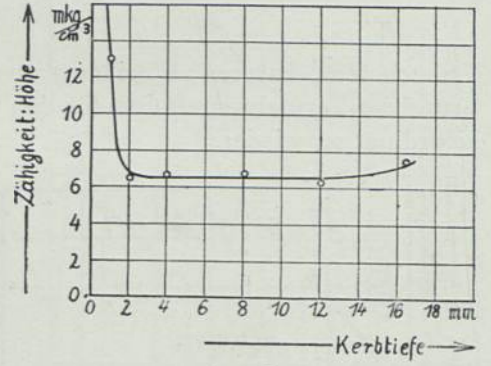


ABB. 26

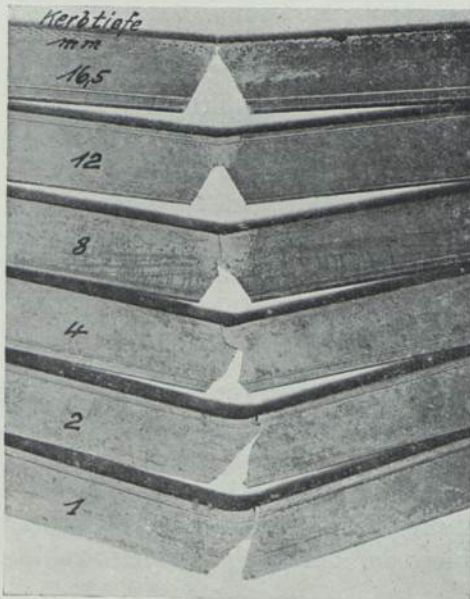


ABB. 27

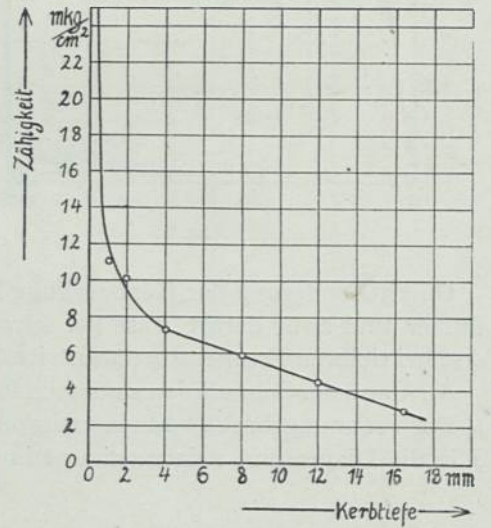


ABB. 28

langsamer Biegung als auch beim Schlag die Verformung vor Eintritt des Trennungsbruches mit fallender Temperatur sehr stark ab. Die „Tieflage“ der Zähigkeit, also die Zone des überwiegenden Trennungsbruches ergibt demnach für ein Material keinen unveränderlichen niedrigen Tiefwert der „Kerbzähigkeit“, es nimmt vielmehr die Kerbzähigkeit auch in der Tieflage mit fallender Temperatur noch weiter ab. Bei sehr niedrigen Temperaturen (flüssige Luft) ist die Verformung fast Null. (vgl. z.B. das Bild des Bruches eines bei der Temperatur bei -170° geschlagenen Elektrolyt-Eisenstabes Abb. 23).

In dem Gebiet der Trennungsbrüche finden wir stets bei gleicher Temperatur wesentlich kleinere Formänderungen und deshalb geringere Arbeitsaufnahmen als bei langsamer Biegung. (Vgl. hierzu Abb. 16 in der die Schaulinien für Schlag- und langsame Biegung bei $+18^{\circ}$ für den Stahl mit 0,51 % C. zusammengestellt sind).

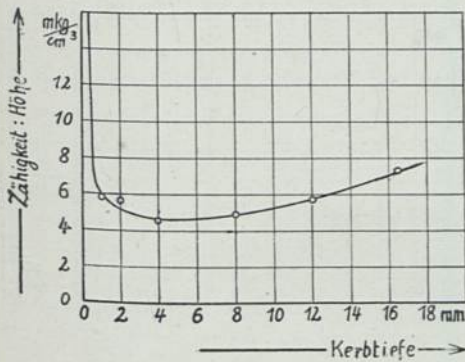


ABB. 29

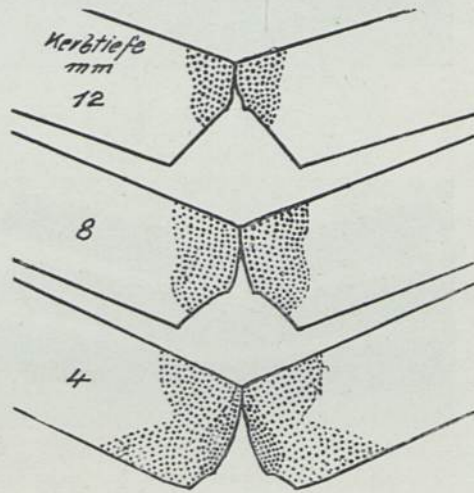


ABB. 30

Die Verhältnisse ändern sich aber, wenn wir durch Temperaturerhöhung in die Hochlage der Kerbzähigkeit übergehen, also wenn beim Schlag- und beim Biegeversuch reiner oder überwiegender Verfestigungsbruch vorliegt. In diesem Falle können beim Schlag sehr viel höhere Formänderungsarbeiten als bei langsamer Biegung eintreten. Charakteristisch sind hierfür die in Abb. 17 zusammengestellten Kraft-Wegdiagramme für Biegung und Schlag bei der Versuchstemperatur 228° für den Stahl, mit 0,5 % C.

Hier steigt also bei langsamer Biegung der Formänderungswiderstand mit der Durchbiegung schneller an als beim Schlag und der Durchbruch erfolgt bereits bei erheblich geringerer Verformung. In diesem Falle liegen Beziehungen zu den als „Alterung“ und als „Blausprödigkeit“ bekannten Vorgängen, die sich bei langsamer Biegung stärker als bei dem schnellverlaufenden Schlagversuch äussern, vor. Auch beim Zerreißversuch findet man, worauf bereits Goerens und Mailänder hin-

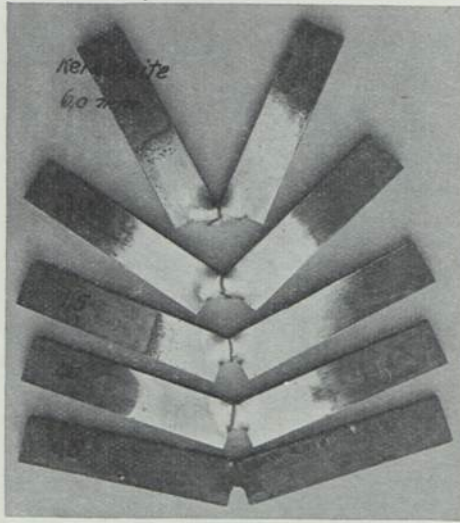


ABB. 31

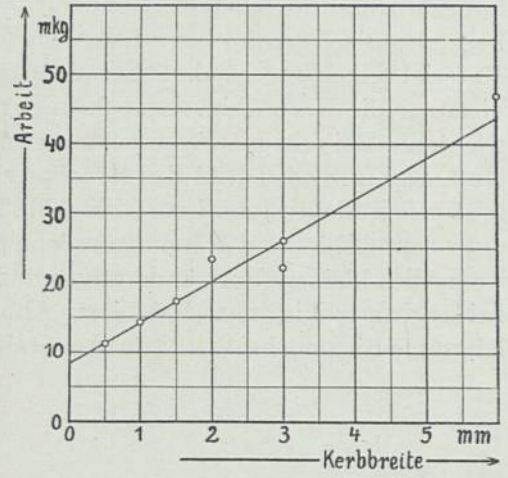


ABB. 32

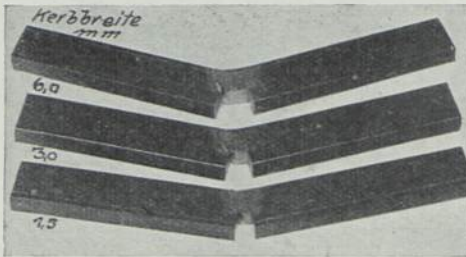


ABB. 33

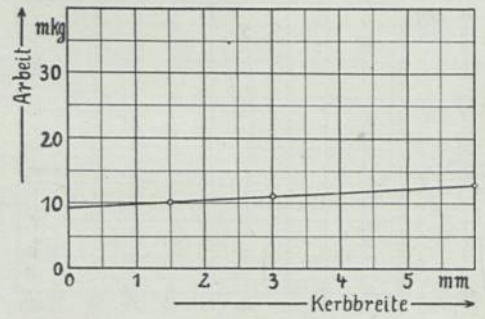


ABB. 34

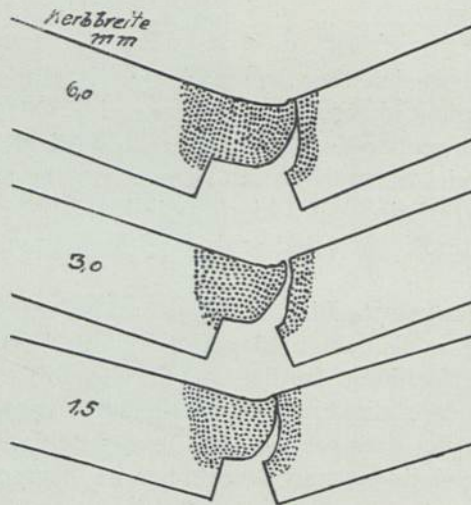


ABB. 35

gewiesen haben, in der gleichen Temperaturzone einen Mindestwert der Formänderungsfähigkeit.

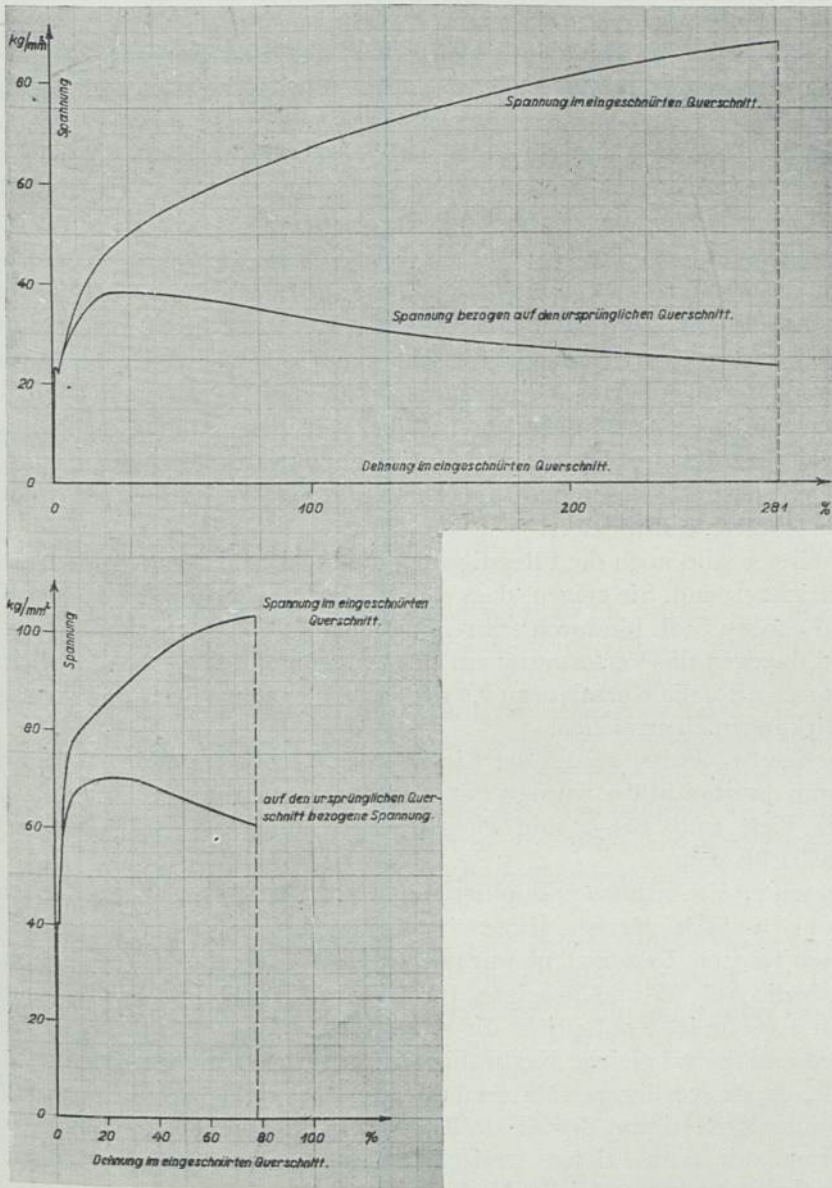


ABB. 36/37

Sind also die Prüftemperaturen so hoch, dass auch beim Schlagversuch keine Trennungsbruchzonen mehr auftreten, so ergibt der langsame Biegeversuch wes-

entlich kleinere Formänderungsarbeiten als der Schlagversuch. Er stellt also für solche hohen Temperaturen (bis zu ca. 400°) das schärfere Prüfungsverfahren dar. Im Gebiete des überwiegenden Trennungsbruches ist dagegen der Schlagversuch die schärfere Prüfung.

Wichtig ist ferner die Untersuchung des Einflusses der Kerbart. Hierzu wurde eine Reihe vergleichender Biege-Versuche mit verschiedenen tiefen Spitzkerben und mit verschiedenen breiten Rechteckskerben für einen Stahl mit 0,5 % C. und für einen solchen mit 0,04 % C. durchgeführt. Die Probestäbe hatten bei allen Versuchen ungekerbt 20 mm Höhe und 10 mm Breite. Die Abb. 27 bei 30 geben die Ergebnisse der Versuche über den Einfluss der Kerbtiefe für das Material mit 0,47 % C. und die Abb. 24 bis 26 für das Material mit 0,04 % C. wieder. Wie die Versuche zeigen nimmt die maximale Durchbiegung und die auf 1 qcm. des Bruchquerschnittes bezogene Arbeit „die Kerbzähigkeit“ mit der Kerbtiefe ab. Die Kerbzähigkeit hängt also von der Kerbtiefe ab. Bei Ausschluss der sehr flachen Kerben erwies sich im vorliegenden Falle die Kerbzähigkeit als annähernd proportional zur Höhe des Bruchquerschnittes. Die für gleich breite, aber verschieden tief gekerbte Stäbe gefundenen Kerbzähigkeiten lassen sich demnach nur dann annähernd im vorliegenden Falle vergleichen, wenn man die Werte mit dem Verhältnis der Höhen der Bruchquerschnitte multipliziert.

Von Interesse sind noch die Fliessfiguren, die in Abb.30 für verschiedene Kerbtiefen gezeichnet sind. Sie zeigen, dass sich die Formänderung bei flachen Kerben durch den ganzen Stab hindurch erstreckt. Bei einer Kerbtiefe von 0,4 der Stabhöhe wird dagegen die Verformung auf die Umgebung des Kerbes lokalisiert. Es empfiehlt sich also, die Kerbtiefe zu 0,4 der Stabhöhe zu wählen, um klarbestimmte Kerbwirkungen zu erreichen.

Eigenartige Ergebnisse zeitigt der Einfluss der Kerbbreite. Die 20 mm hohen und 10 mm breiten Stäbe wurden mit Rechteckkerben von 8 mm (= 0,4 der Stabhöhe) Tiefe und 0,5—6 mm Breite gekerbt und bis zum Bruch gebogen (Vgl. Abb. 31 bis 35).

Hier treten zwei Einflüsse zusammen, einerseits die Kerbwirkung der scharfen Kanten im Grunde des Kerbes, andererseits die Dehnungsfähigkeit des Stückes zwischen diesen Kanten. Demnach nimmt mit wachsender Kerbbreite die Brucharbeit zu, aber wie die Abb. 32 und 34 zeigen, für beide Stahlarten in sehr verschiedenem Masse. Der Kerbbreite 0 entspricht die reine Kerbwirkung. Für diese zeigen beide Materialien annähernd gleiche Kerbzähigkeit, trotz des Unterschiedes im Kohlenstoffgehalt, da das vorliegende Material mit 0,04 % C. infolge der Kerbwirkung bereits vor voller Verfestigung der Kristallkörner bricht. Auch bei den oben erwähnten Versuchen mit 8 mm tiefen Dreieckskerben ergaben beide Werkstoffe ähnliche (allerdings nicht ganz gleiche) Kerbzähigkeit.

Bei breiten Kerben nimmt aber die Brucharbeit ¹⁾ für das Material mit 0,04 % C.

¹⁾ In Abb. 32 und 34 ist die Brucharbeit für den ganzen Bruch-Querschnitt von 1,2 qcm eingetragen. Die Werte sind also durch 1,2 zu dividieren, um die Kerbzähigkeit zu finden.

sehr viel stärker zu, so dass sie für 6 mm breite Kerben für den Stahl mit 0,04 % C. etwa 3,4 mal so gross als für den Stahl mit 0,47 % C. ist. Die Klassifikation der Materialien nach der Kerbzähigkeit würde also ganz verschiedene Werte ergeben, je nachdem schmale Kerben oder breite Kerben zu Grunde gelegt werden.

Dies ist darauf zurückzuführen, dass der Stahl mit 0,04 % C eine viel grössere Einschnürungsfähigkeit beim Zerreiassversuch als der Stahl mit 0,47 % C. zeigt. Beim Zerreiassversuch wurden folgende Festigkeitszahlen gefunden:

	0,04 % C.	0,47 % C.
Streckgrenze obere	22,45	44,5 kg/mm ² .
Streckgrenze untere	23,25	
Zugfestigkeit	37,9	69,8 kg/m.m. ²
Bruchdehnung	53,9	18,7 %
Einschnürung	für 1 = 5d 73,7	für 1 = 10d 44,3 %
Grösste Dehnung im Bruchquerschnitt	281	77 %
Reisspannung	(87,3)	108 kg/mm ² .

Abb. 36/37 gibt das Spannungsdehnungsdiagramm für beide Materialien für die Vorgänge im Bruchquerschnitt beim Zerreiassversuch. Die Dehnung in der Einschnürungsstelle ist also für den Stahl mit 0,04 % C. 3,5 mal so gross als für den Stahl mit 0,47 % C. Deshalb muss sich beim Kerbbiegeversuch das Stück zwischen den Kerbkanten im Kerbgrunde, das gewissermassen ein eingespannter kurzer Stab ist, bei dem Stahl mit 0,04 % C. sehr viel stärker dehnen und demnach hierdurch bei grösserer Kerbbreite sehr viel mehr Arbeit aufnehmen als bei dem Stahl mit 0,47 % C. Bei solchen breiten Kerben ist also neben der eigentlichen reinen Kerbwirkung in sehr starkem Masse die Einschnürungsfähigkeit des Werkstoffes von Einfluss.

Die vorgenannten Versuche zeigen, was auch durch andere Versuche aus dem Schrifttum belegt werden kann, dass eine einheitliche Normung der Kerbstäbe unbedingt anzustreben ist, und dass ziffernmässige Ergebnisse nur bei Probestäben völlig gleicher Abmessungen vergleichbar sind.

ZUSAMMENFASSUNG

Der Kerbschlagversuch ist geeignet, über die Formänderungsfähigkeit der Werkstoffe bei bestimmten Formgebungs- und Bruchbedingungen Aufschlüsse zu geben, die aus dem Zerreiassversuch nicht zu erhalten sind. Insbesondere ermöglicht die Kerbschlagprobe Aufschluss darüber zu gewinnen, ob und in welchem Masse ein Material bei gehemmter Quersammenziehung in bestimmten Temper

aturgrenzen zum vorzeitigen Trennungsbruch also zum Trennungsbruch vor vollständiger Verfestigung neigt, so dass die Verfestigungs- und Formänderungsfähigkeit, die beim Zerreißversuch zum Ausdruck kommt, nicht voll ausgenutzt wird. Im Betriebe wird, wenn diese Bruchmöglichkeit vorliegt, die Bruchgefahr erfahrungsgemäss sehr erhöht.

Der Kerbschlagversuch ist dadurch das wichtigste und einzige leicht durchführbare mechanische Prüfungsverfahren, welches es ermöglicht, über Fehler in der Wärmebehandlung u. s. w. von Stahl, die beim Zerreißversuch nicht hervortreten, Aufschluss zu gewinnen.

Bei Stahl steigt die Neigung zum Trennungsbruch mit fallender Temperatur. Die Temperaturgrenze, von der an bei festgelegten Bruchbedingungen überwiegend-

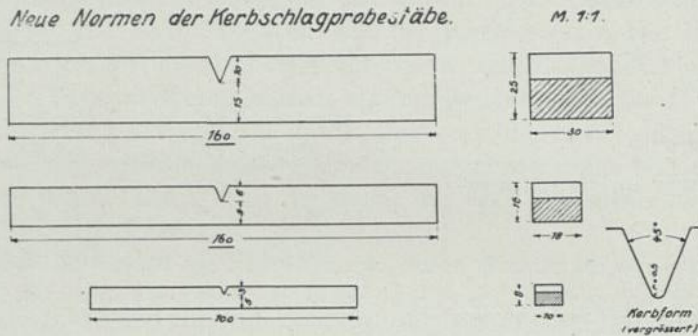


Abb. 38

er Trennungsbruch und damit Abfall der Kerbzähigkeit eintritt, ist also sehr wichtig für die Beurteilung eines Werkstoffes.

In dem Gebiete, wo die Werkstoffe mit voller Verfestigung der Bruchfläche brechen, bieten die Ergebnisse der Kerbbiegeprobe zwar wertvolle Vergleichsmöglichkeiten, doch sind hier im allgemeinen keine prinzipiell neuen Ergebnisse gegenüber dem übrigen Prüfungsverfahren zu erwarten. Wird Stahl in dem Gebiete der höheren Temperaturen bis zu ca. 400°, die reinen Verfestigungsbruch ergeben, geprüft, so ist der Kerbbiegeversuch mit langsamer Biegung in der Presse das schärfere Prüfungsverfahren als der Schlagversuch.

Die Neigung zum Eintritt des vorzeitigen Trennungsbruches aber, für die der Kerbversuch das wichtigste Prüfungsmittel ist, wird durch grössere Formänderungsgeschwindigkeit begünstigt. Deshalb empfiehlt sich die Ausführung des Kerbbiegeversuches als Schlagversuch, der zudem in der Praxis leichter und schneller als der Biegeversuch in der Presse durchführbar ist.

Für die vergleichende Beurteilung von Werkstoffen müssen die Proben bei einer Reihe verschiedener Temperaturen geprüft werden, um festzustellen, in welchem Temperaturgebiet und in welchem Masse die Kerbzähigkeit durch vorzeitigen Trennungsbruch einen Abfall erleidet. Bei Abnahmevorschriften ist eine unter Berücksichtigung der Betriebsbedingungen von Fall zu Fall festzulegende Prüftemperatur zu vereinbaren.

Als Mass der „Kerbzähigkeit“ ist vorläufig die Brucharbeit bezogen auf 1 qcm. der Bruchfläche beizubehalten. Vergleichbare Ergebnisse sind aber nur mit Proben gleicher Kerbform und gleicher Querschnittsabmessungen zu gewinnen. Normung der Proben ist demnach eine dringende Notwendigkeit.

Der typische Einfluss der Kerbwirkung tritt am schärfsten bei tiefen Spitzkerben (Dreieckskerben) hervor. Als normale Kerbform ist deshalb der vom Deutschen Verband für die Materialprüfungen der Technik vorgeschlagene Dreiecks-

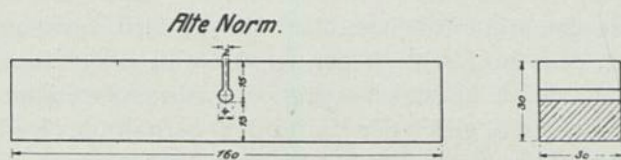


Abb. 39

kerb mit sehr schwacher Abrundung im Kerbgrund, der in Abb. 38 gezeichnet ist, zu empfehlen. Die praktische Erfahrung hat gezeigt, dass sich dieser Kerb durch fräsen sehr schnell und genau herstellen lässt und auch in Bezug auf die Herstellung Vorteile vor dem Rundkerb (Abb. 39) bietet. Breite Kerbformen geben keine reinen Aufschlüsse über den Einfluss starker Kerbwirkung, sondern es treten hier Mischerscheinungen ein, bei denen die Einschnürungsfähigkeit der Werkstoffe die Ergebnisse je nach der Kerbbreite sehr verschiedenartig beeinflusst. Abb. 38 zeigt die vom D. V. M. T. vorgeschlagenen Normalprobestäbe.

Liegen Verwendungszwecke vor, bei denen nur mit schwachen Kerbwirkungen zu rechnen ist, so wird die Einschnürungsfähigkeit des Werkstoffes neben der Kerbempfindlichkeit starken Einfluss gewinnen. Es empfiehlt sich deshalb beim Zerreissversuch der Grösse der Brucheinschnürung, die ein Mass für die grösste Dehnungsfähigkeit der Kristallkörner im Bruchquerschnitt bildet, besondere Bedeutung zuzumessen. In solchen Fällen können für Abnahmeversuche Schlagproben mit nur schwach oder auch mit gar nicht gekerbten Proben in Frage kommen, bei deren Durchführung aber ebenfalls die Betriebstemperatur zu beachten ist. Ueber die Normung solcher Probestäbe sind noch besondere Vereinbarungen erwünscht, doch ist diese Frage mit Rücksicht auf die zur Verfügung stehende Zeit zweckmässig einer besonderen Aussprache vorzubehalten.

DISKUSSION

Dr. J. BARTEL, Budapest

Wollen Sie mir gestatten, dass ich zu den sehr interessanten und wertvollen Mitteilungen des Herrn Prof. Schwinning insoferne Stellung nehme, dass ich den Wunsch zum Ausdruck bringe, man möge den auf die Probestabform Bezug haben-

den Vorschlag weiteren Erwägungen unterziehen. Meines Erachtens widerspricht die Einführung von 2 Probestabformen dem Bestreben der Vereinheitlichung des Prüfungsverfahrens. Auch kann ich der Auffassung nicht beipflichten dass die Probestabform dem Verwendungszweck des Werkstoffes angepasst werde. Die Kerbzähigkeit soll unabhängig vom Verwendungszwecke des Werkstoffes festgestellt werden und es soll dem Konstrukteur vorbehalten bleiben dem Verwendungszwecke entsprechend je nach Bedarf ein Material mit geringer oder hoher Kerbzähigkeit zu wählen bezw. vorzuschreiben.

In Ungarn wurde eine Stabform eingeführt, die von der Kopenhagener Stabform insoferne abweicht, dass die Kerbtiefe geringer ist weil es sich herausstellte, dass die Kopenhagener Kerbtiefe übertrieben gross war. Versuche haben erwiesen, dass für Flusseisen eine Kerbtiefe gleich der Hälfte der oberhalb des Kerbes befindlichen Stabhöhe genügt. Der ungarische Normalstab besitzt einen Querschnitt von 14×21 mm und 100 mm Länge. Die Kerbtiefe beträgt 7 mm, somit der oberhalb des Kerbes vorhandene Querschnitt 14×14 mm. Der gebohrte Kerbboden erhält 4 mm Durchmesser. Dieser Stab ist für das Pendelschlagwerk von 75 mkg Arbeitsvermögen bestimmt und erhält eine Stützweite von 80 mm.

In Ungarn pflegt man ausser dem 75 mkg Schlagwerk noch das mit 10 mkg Arbeitsvermögen zu benützen. Für letzteres erhält der Probestab die auf die Hälfte verringerten Masse des obigen Normalstabes. Der Schneidewinkel beider Pendelhämmer beträgt 30° , die Schneide ist beim grossen Pendel auf 4 mm und beim kleinen auf 2 mm Durchmesser abgerundet. Alle obigen Dimensionen entsprechen den Anforderungen des Aehnlichkeitsgesetzes. Man erzielt auch bei normalen zähen Werkstoffen Kerbzähigkeitswerte, welche dem Aehnlichkeitsgesetz annähernd entsprechen d. h. die auf die Einheit des Stabvolumens bezogene Schlagarbeit ist in beiden Fällen annähernd gleich gross. Brüchige Materialien hingegen zeigen keine Gesetzmässigkeit, die Abweichung vom Aehnlichkeitsgesetzte kann sehr bedeutend sein, je nach den Ursachen — Struktur, Korngrösse, Schlakeninhalt — durch welche die Brüchigkeit zu Stande kommt.

Auf Grunde meiner Erfahrungen gestatte ich mir den ungarischen Normalstab für vergleichende Versuche zu empfehlen.

Professor Dr. Ing. GEHLER, Dresden

Ich möchte den Herrn Vortragenden bitten, mit Rücksicht auf unsere gemeinsamen Versuche zur Erforschung des St. 48 und des Si-Stahles im Vergleich mit St. 37, die Bedeutung der Hochlage und der Tieflage der Kerbzähigkeit vom Standpunkte des Verbrauchers noch etwas ausführlicher darzulegen.

Ing. A. THOMA, Budapest

Die Anwendung der Charpy-Probe bei Schlag-Biege-Beanspruchung ausgesetzt-

en Materialien (Wagenachswellen, Lokomotivachswellen, Eisenbahnradkörper, Lagermaterial).

Aus Zusätzen gebildete Schlagprobestücke wurden bisher bei den qualitativen Übernahmen von Nickelstahl-Achsen angewendet. Die Probe bestand daraus, dass der von dem ca. $\frac{1}{2}$ m. langen Zusätze der Achse angefertigter Probestab von 400 mm Länge u. 40 mm \varnothing , durch ein Fallgewicht von 100 kg von einer Höhe von 250 mm mittels einer Schneide von 75 eingekerbt, dann das Stück mit Kerbe nach abwärts gedreht, hierauf mit 50 mkg Schläge beansprucht wurde. Die Anzahl der Schläge ist gleich mit dem Masse des Schlagwiderstandes. Bei verschiedenen Achsenmaterialien wurden parallele Versuche mit der eben beschriebenen und mit der Charpy-Probe gemacht und das Ergebnis beweist die grössere Verlässlichkeit der Charpy-Proben.

Die Resultate der Charpy-Versuche, die mit aus kleinen Ingots hergestellten Achsen vorgenommen wurden, haben den Materialqualitätsunterschied zwischen den Achsenden dh. aus dem oberen u. unteren Ende des Ingots gewonnenen Materials auch erscheinen lassen.

Bei den Untersuchungen von Lagermetallen, haben wir, um die zufolge der grosskristallinen Struktur hervortretende Streuung zu eliminieren, unter Beibehaltung der Unterstützungs-Entfernung der kleinen Charpy-Proben einen grösseren, beiläufig für die grossen Charpy-Proben vorgeschriebenen Querschnitt angewendet.

Prof. Dr. F. KÖRBER, Düsseldorf

Bei ähnlichen Versuchen, die ich vor einigen Jahren mit v. Storp ausgeführt habe, habe ich stets, auch bei den tieferen Tungsnaturen, bei der dynamischen Prüfung einen höheren Arbeitsverbrauch als beim statischen Versuche gefunden. Diese Abweichung ist wohl auf die abweichende Kerbform (Rundkerb) zurückzuführen.

Die Streifen auf den Bruchflächen der bei etwa 60—80° gebrochenen Proben erinnern mich an ähnliche, viel ausgeprägtere Erscheinungen, bei der Prüfung von vergüteten Cr-Ni-Stählen. Die Kraft-Durchbiegungskurve zeigte in diesem Falle nach einem Abfalle einen erneuten Anstieg. Es würde für mich von Wert sein, zu erfahren, ob der Herr Vortragende ähnliche Zusammenhänge beobachtet hat.

Zur Frage der Normung der Kerbschlagprobenform bemerke ich nur, dass es sich empfehlen dürfte, sich beim augenblicklichen Stande unserer Erkenntnisse über die Kerbschlagprobe noch nicht in den einzelnen Ländern durch Normenbestimmungen auf bestimmte Formen festzulegen, sondern im Rahmen des internationalen Verbandes nach Möglichkeit eine einheitliche Regelung anzustreben.

Prof. Ing. MEMMLER, Berlin

Unstreitig ist das vom Vortragenden behandelte Gebiet der Kerbschlagprobe das
Int. Congress I

wichtigste und gegenwärtig aktuellste Problem der Section A. Die vor dem Kriege vereinbarten Stabformen und Prüfgeräte hierfür genügen in vielen Fällen heute nicht mehr, wenn hochwertige Stahlsorten zu untersuchen sind. Neben der durch den Zugversuch im allgemeinen ausreichenden Bewertung eines Werkstoffes hinsichtlich seiner statischen Widerstandsfähigkeit, bedarf die Materialprüfung und der Konstrukteur dringend einer zuverlässigen Methode zur Ermittlung der dynamischen Widerstandsfähigkeit. Die interessanten Versuchsergebnisse, die der Vortragende mitteilte, haben in mancher Hinsicht, besonders auch in der Frage der Verwendung des sogenannten Scharfkerbes an Stelle des Rundkerbes, wertvolle Informationen erbracht. Ich bin jedoch in Zweifel, ob man für die praktische Kerbschlagprobe die Prüfung im erwärmten Zustand mit heranziehen soll. Wenn man hierbei die Proben ausserhalb der Maschine erwärmt und sie im warmen Zustande auf die Schabotte bringt, so wird immerhin mit mehr oder wenig grosser Ungenauigkeit wegen der unvermeidlichen Wärmeleitung zu rechnen sein. Andererseits wird die Anbringung einer Vorrichtung zur Beheizung der Probe vom Pendelhammer selbst, den Versuch zu kompliziert gestalten. Bezüglich der Anwendung eines scharfen Kerbes an Stelle des bisherigen Rundkerbes braucht man m. E. heute nicht mehr so ängstlich zu sein, wie seinerzeit bei der Vereinheitlichung der Kerbschlagproben. Solche scharfen Kerbe lassen sich mit ausreichender Gleichmässigkeit wohl herstellen, wenn man sich darauf einrichtet. Alles in allem wird es gerade in der Frage der Ausgestaltung der Kerbschlagprobe noch intensivster Arbeit bedürfen.

Antwort des Herrn Prof. SCHWINNING

Den interessanten Ausführungen der Herren Dr. Bartel, Prof. Gehler, Prof. Körber und Prof. Memmler habe ich entnommen, dass allseitig die Anschauung geteilt wird, dass Vereinbarungen über die Kerb- und Probeform zur Herbeiführung einer allgemeinen internationalen Einigung über die Normung der Kerbschlagprobe dringend erwünscht sind. Ich teile durchaus die Ansicht, dass ganz besonders für die Kerbschlagprobe die Herbeiführung einer internationalen Verständigung das wichtigste anzustrebende Ziel ist.

Zu den übrigen Fragen bemerke ich folgendes.

Die Berücksichtigung des Temperatureinflusses ist aus den im Vortrag dargelegten Gründen bei der Kerbschlagprüfung ausserordentlich wichtig und darf nicht ausser Acht gelassen werden.

Die Bedeutung des Temperatureinflusses ist andersartig und viel ausschlaggebender als beim Zerreißversuch.

Die Durchführung von Versuchen mit verschiedenen Temperaturen ist bei dem Schlagversuch sehr einfach. Die Proben werden vorher in einem Bad auf die Prüftemperatur gebracht, dann in das Schlagwerk, dessen Hammer in Schlagstellung schlagbereit ist, gebracht, und durch Auslösen des Hammers sofort geschlagen. Der Versuch lässt sich in dieser Weise ohne Schwierigkeiten so schnell durchführen,

dass Temperaturfehler, wie eingehende Messungen gezeigt haben, praktisch nicht in Frage kommen.

Zu den Mitteilungen des Herrn Dr. Bartel bemerke ich, dass ein breiter Probestab eine stärkere Kerbwirkung als ein schmalerer Stab zeigt, und deshalb den Vorzug verdient. Das vorgeschlagene Verhältnis, Breite gleich doppelter Höhe des Bruchquerschnittes, entspricht auch der älteren Charpyprobe. Es empfiehlt sich deshalb auch aus diesem Grunde, es bei zu behalten.

Ein Wiederansteigen der Kraftdurchbiegungskurven beim Schlagversuch, wie Herr Prof. Körber erwähnte, ist bei unseren Versuchen nicht beobachtet worden.

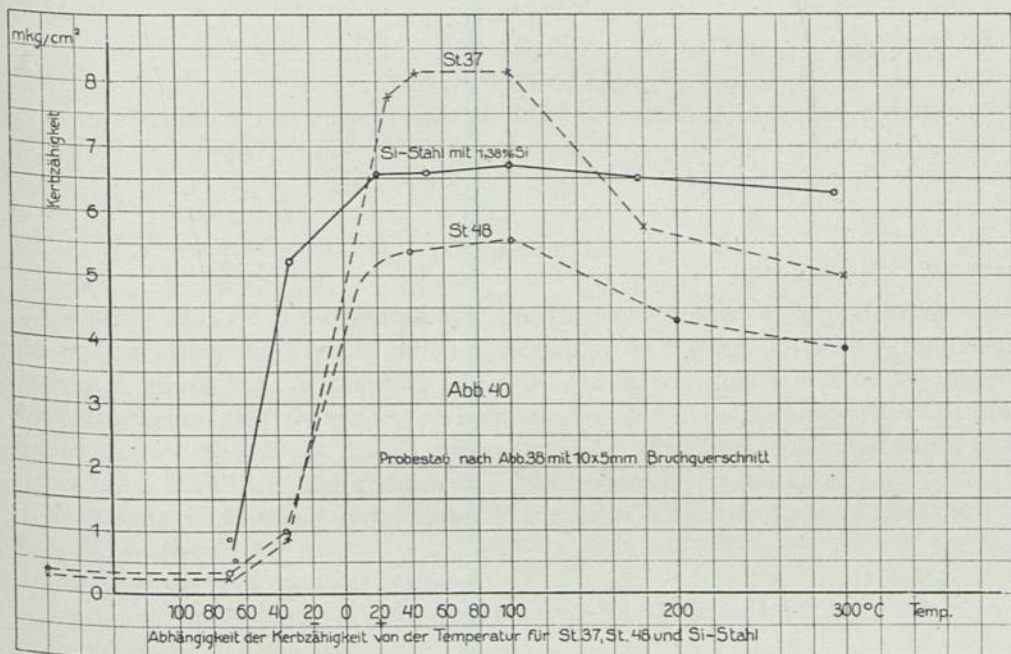


Abb. 40

Sofern nicht vielleicht Schwingungen der Versuchseinrichtung die Ursache für den Wiederanstieg sein können, müsste hier eine besondere Eigenschaft der verwendeten Materialstäbe vorliegen.

Mit Rücksicht auf die Anfrage über den Einfluss der Temperatur auf die Kerbzähigkeit des Siliziumstahles gebe ich in Abb. 40 ein Schaubild über die Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von der Temperatur für gleichartige 11 mm dicke Bleche aus Stahl 37, Stahl 48 und Siliziumstahl mit 1,38 % Si-Gehalt. Die Versuche sind mit dem kleinen Probestab nach Abb. 38 mit 10 × 5 mm Bruchquerschnitt durchgeführt.

Der Siliziumstahl zeigte, wie die Kurven erkennen lassen, bei diesen Versuchen ein günstigeres Verhalten als St. 37 und St. 48, da bei ihm der kritische Zähig-

keitsabfall erst bei tieferer Temperatur eintrat. Auffälligerweise ist auch die bei hohen Temperaturen eintretende Zähigkeitsabnahme beim Si-Stahl geringer. Dieser Punkt ist jedoch nicht so wichtig, wie die Lage der kritischen Uebergangstemperatur für den Abfall der Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen, der durch den Uebergang vom Verfestigungsbruch zum Trennungsbruch eintritt. Solche Vergleichsversuche zwischen verschiedenen Stahlarten zeigen die praktische Bedeutung der Berücksichtigung des Temperatureinflusses bei dem Kerbversuch.

LA MÉTALLOGRAPHIE MICROSCOPIQUE EN RELATION AVEC LES ESSAIS DE RÉSILIENCÉ ET DE DURÉE

par le .

DR. P. FORCELLA

De l'Institut Royal Expérimental des Communications du Royaume d'Italie

I

Avant-propos

La brève note qu'aujourd'hui j'ai l'honneur de soumettre à l'avis des amateurs des études relatives aux essais sur les matériaux métalliques, qui se sont rendus au présent Congrès International est, de mon côté, la continuation de mes expériences personnelles que j'ai exposées récemment dans la Revue Technique des Chemins de fer italiens, de 1927, N. 1, 2, 3 sous le titre „Les dernières recherches sur la résilience faites par l'Institut Expérimental des Chemins de fer de l'État”.

Par la dite publication, avec l'appui de la méthode microscopique, j'ai eu l'intention de prouver:

Les nécessités des essais de résilience;

La concordance, la discordance, et le contrôle des dits essais.

La véridicité des valeurs.

Par la présente note, tout en illustrant chaque essai mécanique par l'examen microscopique, j'ai l'intention, de donner appui, par des essais ultérieurs de résilience, aux résultats de mes expériences précédemment publiés et attirer l'attention sur les rapports que les essais de traction et de résilience peuvent avoir avec une des nombreuses épreuves de durée: *celle à flexion alterne pour chocs répétés plus ou moins violents.*

Les essais de résilience ont été exécutés avec la machine Charpy Amsler de 30 kgm et avec des appuis de 40 mm sur éprouvette de mm 10 × 10 × 55 avec entaille Mesnager (semi-circulaire avec 2 mm de largeur et avec un raccordement de 1 de rayon).

Les essais de durée à flexion alterne ont été exécutés avec une machine à chocs répétés Amsler avec mouton de 3.5 kg en appliquant les diverses intensités de choc dont la machine dispose, sur des éprouvettes cylindriques de mm 11 de diamè-

tre avec une entaille à la façon d'un arc de cercle de 1 mm de rayon, telle que la section utile est portée à mm 10 de diamètre.

J'ai cru opportun d'entailler, bien que très doucement, l'éprouvette que j'ai soumise aux essais à chocs répétés, pour obtenir non seulement une section constante de rupture (qu'il n'est pas possible d'obtenir sur les éprouvettes qui ne sont pas entaillées, mais aussi pour éviter que le remarquable et désavantageux écrouissage superficiel qu'une éprouvette, n'étant pas entaillée, doit subir inévitablement par suite des chocs répétés à la longue sur la même partie de la surface qui est destinée à se briser, puisse participer aux résultats de l'essai.

Tandis que l'on verra l'importance de cette entaille pendant le cours des raisonnements qui suivront, je dirai d'abord que chaque expérimentateur doit avoir pour bonne gouverne qu'il est nécessaire d'introduire, où et de telle sorte qu'il sera possible, les „constantes" et d'éliminer les „variables" pour obtenir des résultats exacts et bien vérifiables.

Dans le cas dont il s'agit concernant les essais par chocs répétés à flexion alterne sur les éprouvettes cylindriques, l'écrouissage des parties qui sont destinées à se briser doit être considéré comme une erreur qui conduit à des résultats faux.

Cela dit, j'examinerai de nouveau tout ce qu'il y a d'important au sujet des essais de résilience, ayant pour but d'enlacer ensuite le dit essai, avec celui de traction, à l'essai par chocs répétés à flexion alterne sur éprouvette cylindrique entaillée.

II

Comment l'essai de traction est insuffisant pour l'établissement du degré de fragilité d'un produit métallique.

Il n'existe pas un amateur des essais sur les matériaux qui n'ait pas constaté pendant le cours de ses expériences, que, fréquemment, des matériaux, qui aux essais de traction avaient présenté les caractéristiques normales de l'allongement et de la contraction de rupture, très souvent présentaient au contraire les caractéristiques basses aux essais de résilience sur des éprouvettes entaillées.

Moi-même, suivant l'exemple des Maîtres, j'ai toujours réuni l'épreuve de traction avec celle de fragilité en opérant sur la même pièce et j'ai pu constater :

1°. qu'un résultat satisfaisant de l'essai de traction ne peut pas garantir dans tous les cas un résultat satisfaisant de l'essai de résilience ;

2°. qu'un résultat satisfaisant de l'essai de résilience assure *dans tous les cas* des résultats satisfaisants de l'essai de traction ;

3°. que grand nombre des matériaux brisés en fait d'éclat, sans défauts locaux, avaient les caractéristiques mécaniques suffisantes à l'essai de traction et non à celui de résilience ;

4°. que la rupture qui se vérifiait d'éclat, sans défauts locaux, ne pouvait pas s'expliquer par le résultat de l'essai de traction, mais, cependant par le résultat de l'essai de résilience qui, en outre, était d'accord avec la macrostructure, avec la microstructure et avec l'analyse chimique soit séparément qu'à la fois.

J'ai expliqué amplement, dans ma publication citée ci-dessus, de nombreux exemples à ce sujet, qu'il m'est impossible d'exposer ici avec tous les détails à défaut de temps.

Toutefois j'estime opportun de citer ici quelque cas nouveaux que j'expliquerai par les projections suivantes :

PROJECTION Ière.

Il s'agit dans ce cas d'un bandage brisé en fait d'éclat, complètement, sans défauts locaux, comme l'on peut vérifier à la fig. N. 1.

Les résultats ont été satisfaisants aux essais de traction exécutés dans la partie centrale de la bande tandis que les résultats mêmes ont été insuffisants aux essais de résilience.

À la fig. N. 2 on peut observer en effet la forte contraction de l'éprouvette de traction dans la partie de rupture et à la fig. N. 3 on peut observer clairement que les éprouvettes de fragilité, après les essais, ne se sont pas déformées et présentent des résiliences inférieures ou égales à 1 kg/cm^2 .

Aux fig. N. 4, 5 et 6 on peut observer la microstructure défectueuse du matériel.

Dans ce cas on relève avec évidence que la microstructure défectueuse ainsi que la rupture se trouvent dans l'essai de résilience et non dans l'essai de traction, qui fait paraître bon un produit qui, au contraire, est mauvais, comme précisément j'ai démontré ci-dessus.

PROJECTION IIe

Les considérations que j'ai faites sur la projection qui précède peuvent être répétées dans le cas d'un rail qui s'est brisé en oeuvre en plusieurs morceaux, comme l'on peut vérifier à la fig. N. 7.

L'essai de traction (voir la fig. N. 8) fait paraître bon le matériel qui, au contraire, est très fragile (voir la fig. N. 9). La microstructure (fig. N. 10) et l'analyse chimique (0,50 de phosphore et 0,08 de soufre) expliquent la basse résilience et, en conséquence, la rupture.

PROJECTION IIIe

Pour celui qui ne croit pas à la nécessité de l'essai de résilience sur les tôles pour chaudron l'exemple qui suit lui montre une tôle brisée en oeuvre (voir la fig. N. 11) avec un résultat très satisfaisant à l'essai de traction (voir la fig. N. 13) et avec un résultat très mauvais à l'essai de résilience (voir la fig. N. 14).

La tôle s'était brisée à cause de l'écrouissage remarquable (voir les fig. N. 12 et 15) qu'elle avait subi pendant le laminage sur la surface à contact avec les rouleaux du laminoir et à cause de la non recuit de normalisation.

Même dans ce cas la rupture est d'accord avec la résilience et celle-ci avec la mi-

PROJECTION Irc.



Fig 1 section de rupture

BANDAGE ROMPU EN SERVICE

Microstructures

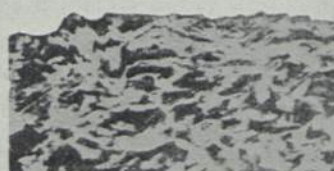


Fig 4

Zone E

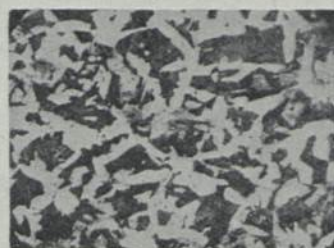


Fig 5

Zone C



Fig 6

Zone I

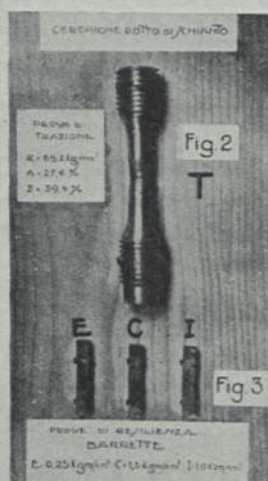


Fig 2

Fig 3

PROJECTION IIc.

RAIL ROMPU EN SERVICE AVEC FRACTURES MULTIPLES



Fig.7 Localisation des ruptures

CAMPIONE 33615
Rotale rolla in opera

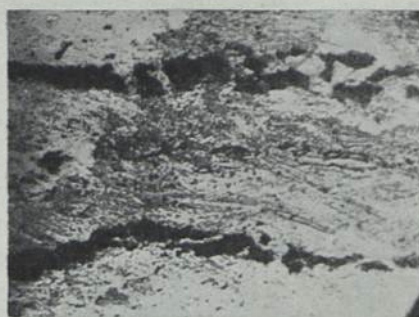
Prova di fragilità naturale		Prova di trazione	
L. R. 100000-01/100000		R = 60 kg/cm ²	L = 45 kg/cm ²
L. 2- " 027 "		A = 35 %	
L. 3- " 025 "			
L. 4- " 021 "			
L. 5- " 018 "			

Fig.9

Naturale		Piccola		Trallata	
L. 6- 100000-01/100000		L. 6- 100000-01/100000		L. 6- 100000-01/100000	
L. 7- " 027 "		L. 7- " 027 "		L. 7- " 027 "	

Fig.8

Fig.10



Microstructure générale anormale

crostructure, tandis qu'elle n'est pas d'accord avec l'essai de traction qui avait fait tromper l'acquéreur.

PROJECTION IVe

Pour éclaircir encore mieux ce que j'ai dit ci-dessus l'exemple qui suit montre une barre d'attelage de la locomotive au tender (voir la fig. N. 16) brisée d'éclat dans la partie où l'épaisseur était la plus grande (voir la fig. N. 17).

L'essai de traction fait paraître la dite barre très bonne (voir la fig. N. 18), et les essais de fragilité très mauvaise (voir les fig. N. 19). Dans la fig. N. 20 on peut observer des éprouvettes d'une résilience plus grande par effet de recuites exécutées à cause d'étude. La rupture s'était vérifiée à cause de l'écrouissage superficiel de travail qui, ayant créé de la cémentite extraeutectique (Voir Fig, 21) avait rendu fragile la surface de la partie centrale de la barre et avait créé dans l'entière partie à la périphérie une remarquable invitation de rupture.

Le cas dont il s'agit est très intéressant même pour le fait que la pièce s'est rompue dans la section de la plus grande épaisseur ce qui prouve que lorsqu'un produit est très fragile, l'épaisseur, même si elle est excessive, ne le protège pas contre la rupture lorsqu'il supporte des chocs violents.

IIIe

Comme les produits métalliques qui ont supporté des chocs violents en oeuvre présentent une résilience élevée.

PROJECTION Ve

Il y a, au contraire, des cas nombreux où les matériaux métalliques ont supporté en oeuvre des sollicitations dynamiques violentes, sans subir des ruptures ou se sont brisés seulement après avoir subi une déformation remarquable.

Par exemple, étudions le cas des deux rails (voir les fig. N. 22 et 24) qui ont opposé une forte résistance à l'occasion de deux fourvoiements de trains.

Le premier (Savona 1909) qui avait été frappé d'un côté et qui était presque tranché dans le champignon n'a pas manifesté de ruptures (fig. N. 22). Il avait après 16 ans d'exercice sur la Roma-Napoli (ligne de grand trafic) une résilience résiduelle de 2.6 kgm/cm² sur la surface de roulement et 6 kgm/cm² sur les autres parties du champignon, de l'âme et de la pâte.

Sa microfotografie est représentée à la fig. N. 23.

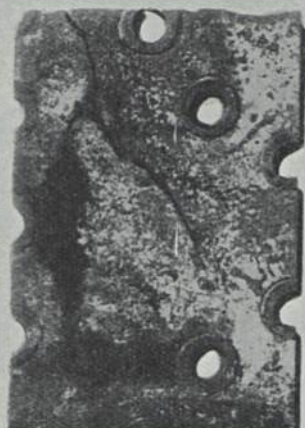
Le second (Piombino 1919) s'est brisé, à la suite d'un autre fourvoiement, après avoir pris la figure d'un S (fig. N. 24).

Il s'agit d'un rail dur, d'une résilience mayeure de 3 kgm/cm² mesurée dans les parties les moins déformées.

PROJECTION IIIe.

TOLE DE CHAUDIÈRE CASSÉE EN SERVICE

Fig.11



Localisation des cassures

Fig.12

Echelle 2:1



Section de cassure avec la démonstration de l'écrouissage dans les deux surfaces

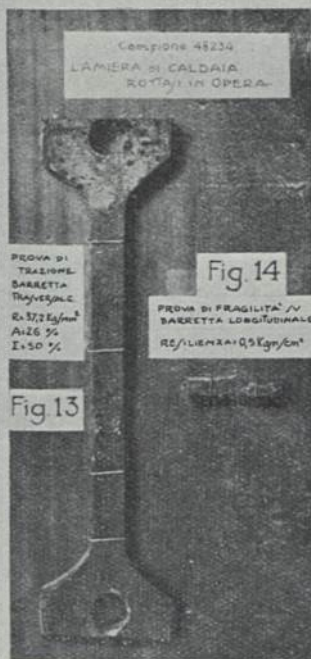
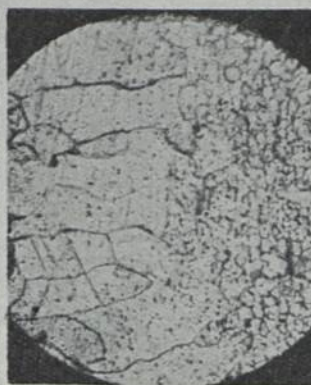


Fig.15



Microstructure en proximité des surfaces écrouis

PROJECTION IVe.

BARRE D'ATTELAGE DE LA LOCOMOTIVE
AU TENDER, ROMPUE EN SERVICE

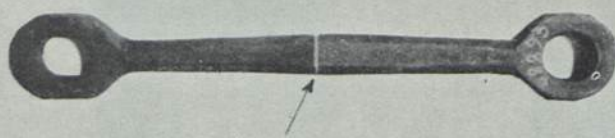


Fig 16 Localisation de la rupture



Fig 17

section de rupture

Essai de traction

R = 44 kg/mm²
A = 22%
Σ = 64



Fig 18

Essai de fragilité
(brut de forgeage)



Resilience = 0,75 (périphérie)



Resilience = 1,1 (interne)

Fig 19

Essai de fragilité
(recuit)



Resilience = 18 (périphérie)



Resilience = 15,5 (interne)

Fig 20

Microstructure anormale
Acier extra-doux avec
cémentite extraeutectique
(écrouissage de forgeage)

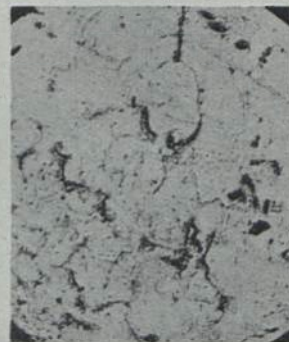


Fig 21

PROJECTION Ve.

RAILS RESISTENTS AUX CHOCS VIOLENTS EN SERVICE



Fig 22

Rail avec l'effect du choc



Fig 23

Microstructure générale
Acier mi-dur normale

Resilience = 6 Kgm/cm²



Fig 24

Rail avec l'effect du choc

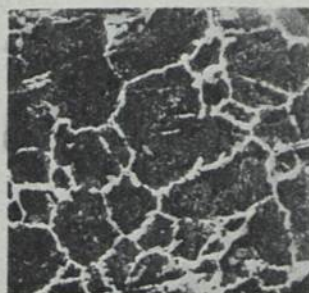


Fig 25

Microstructure générale
Acier dur normale

Resilience = 3 Kgm/cm²

Sa microphotographie est représentée à la fig. N. 25 et donne l'idée de l'acier dur normal.

Des cas semblables à ceux que j'ai précédemment illustrés se sont vérifiés par centaines, en oeuvre, et je regrette de ne pouvoir pas les exposer ici à cause du temps.

IVe

L'éprouvette de fragilité doit posséder l'entaille normale à la surface de laminage, forgeage ou estampage, pour obtenir la meilleure réussite de la rupture.

J'ai déjà traité de cet argument dans ma publication citée ci-dessus, mais je crois opportun d'en traiter de nouveau ici, parce que je crois que cela est important pour parvenir à la concordance des valeurs des résiliences dans les produits homogènes, à leur contrôle et à leur véridicité.

Je répète ici ce que j'ai écrit déjà aux pages de 12 à 16 de ma publication citée ci-dessus et je présente par la projection VI la question de la localisation de la gravure.

„Si l'on applique l'entaille sur une face quelconque de l'éprouvette rabotée sur ses 4 faces, sans se préoccuper si l'on entaille une face qui représentait la surface de laminage, par exemple d'une tôle ou bien la face normale à celle-ci, on pourra non seulement obtenir des résultats peu véritables, mais aussi des résultats très discordants d'éprouvette à éprouvette de la même pièce d'acier.

„Et cela pour les considérations et les vérifications suivantes: chaque produit laminé, ou forgé ou estampé (particulièrement s'il est d'un type doux ou semi-dur) peut se trouver légèrement ou fortement stratifié lorsqu'il est soumis à son travail, ou bien peut contenir des scories (hétérogénéités non métalliques) plus ou moins remarquables qui suivent le sens du travail, ou bien peut être plus ou moins abondant de liquations (hétérogénéités métalliques) qui restent elles mêmes stratifiées. Or donc, lorsque l'on doit entailler pour la profondeur établie de 2 mm (entaille Mesnager) ou bien si l'on veut pratiquer un trou avec le trépan dans le centre de l'éprouvette pour créer la possibilité d'une rupture (entaille Charpy), si l'entaille effleure la surface de laminage, forgeage ou estampage (ou bien, s'il s'agit du trou, une couche parallèle à celle-ci) ou peut casuellement apporter l'entaille ou le trou, tangent à une couche de scories, à un soufflement, à une bande de ferrite, à une couche de perlite, à une bande de lignations, ou bien à la meilleure couche du produit métallique (voir les fig. N. 26 et 28).

„On voit facilement comment, dans ce cas, les plus différentes résiliences ou fausses résiliences sont possibles, parce que les éprouvettes brisées par le mouton tombé sur la face opposée à l'entaille, exigent plus ou moins de travail selon la nature de la couche tangente à l'entaille même (voir les fig. N. 30, 32, 34).

„En ces conditions, très souvent la rupture d'une éprouvette n'est pas complète, puisque l'on peut avoir avec une effeuillaison partielle une rupture partielle, une flexion partielle permanente ou, dans tous les cas, une rupture incomplète (voir les fig. N. 30, 32 et 34). Lorsque cela se vérifie, il n'est pas possible d'établir la quan-

PROJECTION VIe.
La localisation de la gravure.

LA LOCALIZZAZIONE DELL'INTAGLIO



Fig 26

Intaglio superficiale o parallelo alla superficie di laminazione (da evitare)

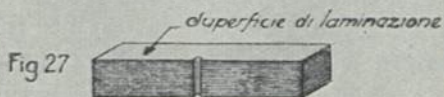
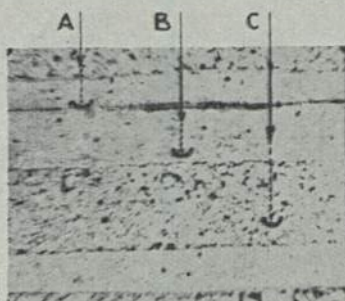


Fig 27

Intaglio normale alla superficie di laminazione (da prescrivere)

Fig 28



Microstruttura a bande di una lamiera asfoggettata alla prova di resilienza con intaglio superficiale.

- A. L'intaglio può raggiungere una zona di scorie.
- B. " " può intaccare una banda di ferrite.
- C. " " può raggiungere una banda di ferrite e perlite.

Fig 29



Microstruttura della lamiera dopo la prova con l'intaglio che aveva raggiunto una falda di scorie.

Fig 30



Comportamento della barretta con l'intaglio superficiale che aveva raggiunto una falda di scorie (Falsa prova di resilienza)

Fig 31



Comportamento della barretta con l'intaglio normale (giusta prova di resilienza)

Prove su di una barretta di rame.

Fig 32



Con intaglio superficiale. Rottura incompleta con sfaldature laterali e flessione permanente.

Fig 33



Con intaglio normale. Rottura completa senza sfaldatura e flessione.

Barretta vista di fronte
id. vista di profilo



Fig 34



Con intaglio superficiale. Rottura incompleta per la presenza con una falda di scorie.

„tité de travail, nécessaire à l'éprouvette pour se briser, mal qui est imputable à l'exfoliation, au pliage, à la demi-rupture et à une autre déformation quelconque qui soit possible dans cette occasion.

„Personne ne doit par conséquent affirmer d'avoir exécuté, en ces conditions, un essai de fragilité pour la détermination de la résilience parce que, à cause de la définition même de la fragilité (propriété que peut avoir un corps solide de se rompre nettement sans se plier d'une manière permanente au premier choc) on doit au moins retenir que l'essai de fragilité pour la détermination de la résilience est seulement l'essai qui atteint le but de rompre le plus nettement et le plus complètement possible une éprouvette, en éliminant autant que possible, au moins les déformations permanentes pour flexion qui exigent une grande quantité de travail pour son compte.

„Maintenant, pour pouvoir obtenir cette rupture d'une manière nette et complète il a été nécessaire d'abandonner, dans tous les cas, l'entaille sur la surface de laminage, de forgeage, ou d'estampage, et de pratiquer l'entaille même normalement sur la dite surface. On élimine, de cette manière, et avec simplicité la possibilité de tangencer avec la gravure une lame de scories, de soufflements, de liquations, etc. et on a empêché que chacune de ces lames, eût sur le résultat son influence spécifique.

„L'entaille normale, tout en secondant une rupture d'une manière plus nette et plus complète apporte aussi le considérable avantage de sonder une épaisseur de 10 cm par éprouvette Mesnager, tandis que l'entaille superficielle ou parallèle à la surface, parce qu'elle se trouve tangente à des stratifications les plus différentes, peut sonder seulement l'épaisseur très petite de ces stratifications qui sont les invitations à la rupture. Bref, l'essai par entaille normale est le plus complet (parce qu'il présente mieux les conditions générales du matériel) et en outre il est à même d'indiquer pratiquement la quantité de travail qui a été nécessaire à la rupture seulement (voir la projection VI. Confronter les fig. N. 27, 31 et 33 avec les fig. N. 26, 30 et 32).

„Il est bien de déclarer maintenant que, à cause des motifs susdits et des expériences que j'ai faites, l'entaille normale aux surfaces de laminage, forgeage, et estampage a été prescrite par nos Cahiers (ou bien selon le rayon, pour les matériaux à surfaces courbes) avec l'imposition, pour plus de sûreté, que dans les éprouvettes apprêtées pour l'essai de fragilité une des deux faces noires de laminage devait rester intacte, lorsqu'il s'agit de produits à surfaces planes, on bien une marque spéciale sur la face qui reflétait la surface de travail lorsqu'il s'agit de produits à surfaces courbes.

„Après avoir pourvu, de cette manière, à la localisation exacte de la gravure, on a repris les expériences sur les produits dans lesquels, autrefois, on avait constaté une discordance remarquable entre les valeurs de la résilience présentée aux épreuves, et l'on a obtenu des résultats bien plus concordants.

„Nous reproduisons, par exemple, le suivant tableau B qui concerne 7 pièces différentes de tôles d'acier doux de IIe catégorie.

Discordance et concordances des valeurs des résiliences avec entailles superficielles et avec entailles normales

Marque de la pièce examinée	Discordances.			Concordances.		
	Localisation de l'entaille.	Résilience kgm/cm ² .	Différence.	Localisation de l'entaille.	Résilience kgm/cm ² .	Différence.
1	a) Entaille parallèle	20	4,4	a) Entaille normale	16,1	0,3
	b) Entaille normale	15,6		b) Entaille normale	15,8	
6	a) Entaille parallèle	6,1	1,8	a) Entaille normale	4,5	0,1
	b) Entaille normale	4,5		b) Entaille normale	4,4	
7	a) Entaille parallèle	18,7	8,9	a) Entaille normale	9,8	0,2
	b) Entaille normale	9,8		b) Entaille normale	9,6	
9	a) Entaille parallèle	115,1	7,7	a) Entaille normale	7,8	0,2
	b) Entaille normale	7,4		b) Entaille normale	7,6	
14	a) Entaille parallèle	6,8	1,2	a) Entaille normale	6,5	0,0
	b) Entaille normale	5,6		b) Entaille normale	5,5	
12	a) Entaille parallèle	7,5	1,9	a) Entaille normale	5,4	0,2
	b) Entaille normale	5,6		b) Entaille normale	5,2	
20	a) Entaille parallèle	8,7	0,2	a) Entaille normale	8,5	0,0
	b) Entaille normale	8,5		b) Entaille normale	8,5	

„Si l'on considère les valeurs de la résilience du tableau précédent on peut affirmer que, dans le cas où sur chaque éprouvette on n'aurait pas spécifié la face qui reflétait la surface de laminage et la face normale à celle-ci on aurait pensé sans plus que le même matériel (je rappelle que les deux éprouvettes étaient attigues) peut présenter des résiliences bien différentes entr'elles et par conséquent on aurait cru opportun d'attaquer l'essai.

„Mais, au contraire, lorsque les deux faces avaient été bien spécifiées, s'il y a une différence, cette différence trouve sa justification, en considération de tout ce que l'on a exposé ci-dessus à ce sujet, et s'il y a une concordance cette concordance dépend de l'application du critérium relatif à l'unification de la localisation de l'entaille normale.

„Les vérifications faites sur les 7 tôles ont été suivies promptement par d'autres vérifications très nombreuses sur plusieurs pièces de métaux, et en conséquence, la possibilité d'obtenir la concordance des valeurs ayant été reconnue, on a jugé utile d'appliquer, sans tergiverser ultérieurement, seulement l'entaille normale aux éprouvettes des produits les plus différents qui ont été examinés, à partir du plus tendre, le cuivre, jusqu'au plus dur : l'acier pour bandes et pour rails.”

Ve

L'essai de durée à chocs répétés alternés sur une éprouvette cylindrique entaillée et sa signification.

J'ai déjà expliqué, précédemment, les motifs qui m'ont fait résoudre d'entailler doucement l'éprouvette à soumettre à l'essai de durée, mais j'estime qu'il est bien d'affirmer de nouveau l'opinion basée sur le fait que la présence de l'entaille (voir la projection VII (fig. N. 35) si l'on évite l'écroûissage des éprouvettes et si l'on localise la rupture, procure une plus petite dispersion de travail et, en conséquence, de valeurs, et procure la possibilité de mettre en relation le travail qui a été nécessaire pour la rupture avec une section de rupture qui se trouve parfaitement sur un plan (fig. 36, 37, 38) et qui est mesurable en conséquence. (Confronter avec les Fig. 39, 40, 41, 42 relatives aux sections irrégulières des éprouvettes sans entaille).

La machine que j'ai employée m'a procuré la possibilité d'effectuer sur les éprouvettes des chocs répétés plus ou moins violents en imprimant des sollicitations variables d'un minimum de 7 kg/cm² à un maximum de 44 kg/cm² avec une fréquence constante de 600 chocs à la minute et permettant aux éprouvettes à prouver, de faire un tour de 180 par chaque choc.

Ces conditions ayant été établies, j'ai commencé des séries d'essais et je crois opportun d'en exposer un dans cette brève communication.

1e SERIE

Relation entre les caractéristiques mécaniques de l'essai de traction, dureté, résilience et durée d'un acier mi-dur commun pour essieux à l'état naturel et après traitement thermique.

(Voir projection VIII. — Fig. 43, 44, 45, 46)

PROJECTION VIIe.

ÉPROUVETTE ENTAILLÉE POUR L'ESSAI DE DURÉE

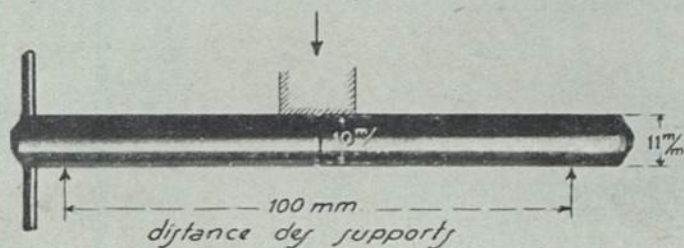


Fig.35 Éprouvette adoptée



Fig. 36



Fig. 37



Fig. 38

sections nettes de rupture des éprouvettes
très fragiles | mi-fragile | non-fragiles

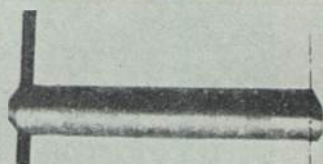


Fig. 39

Éprouvette sans entaille
rompue anormalement

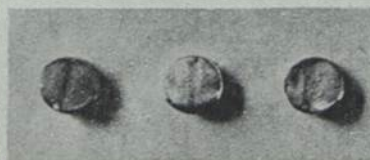


Fig. 40

Fig. 41

Fig. 42

sections irrégulières de rupture
des éprouvettes non entaillées

PROJECTION VIIIe.

DURETÉ - RÉJILIENCE - DURÉE ET MICROSTRUCTURE D'UN ACIER DEMI-DUR POUR ESSIEUX

Essais par chocs répétés alternés

Marteau pilon Amster UH 132

Éprouvette cylindrique entaillée

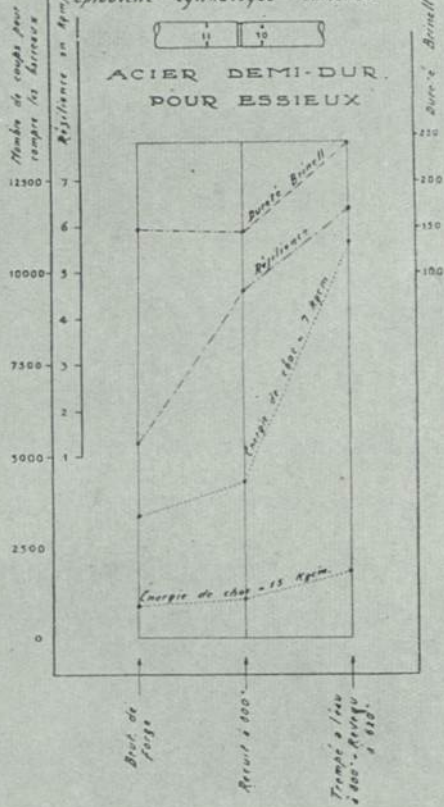


Fig.43

Brut de forge



Fig.44 Dureté Brinell = 146
Réjilience = 13 Kg/cm²
Durée = { 3416 (7)
920 (15)

Recuit à 800°



Fig.45 Dureté Brinell = 143
Réjilience = 46 Kg/cm²
Durée = { 4220 (7)
1110 (15)

Trempe et revenu



Fig.46 Dureté Brinell = 241
Réjilience = 62 Kg/cm²
Durée = { 10850 (7)
1860 (15)

Analyse chimique — Soufre 0,046 %; Phosphore 0,082 %.

Etat du matériel	Essai de traction			Essai de fragilité Résilience Kg/cm ²	Essai de durée.		Annotations.
	R Kg/mm.	A %	R × A Kg/cm ² .		Travail de choc. 15 (Kgc.m.) No. des choc.	Travail de choc (7 Kgc.m.) No. des choc.	
Brut de laminage (voir la microstrure à fig. 44.) Recuit à 800° (Fig. no. 45.)	55	19	1052	1,3	920	3416	—
	51.5	20	1030	4,6	1110	4270	Le développement de la résilience est en pré- pondérance malgré la légère diminution de la charge de rupture.
Trempé en eau fraîche à partir de 800° et revenu à 600° pendant une demi-heure (figure no. 46.)	80	15	1200	6,2	1860	10850	Le développement de la charge de rupture et le développement de la ré- silience ont influence <i>dans le même temps.</i>

(Voir diagramme à la Fig. 43)

IIe SERIE

Relation entre la dureté, la résilience et la durée opérés sur un acier pour ressort-trempé, différemment trempé et revenu et différemment recuit.

(Voir Projection IX — Diagramme à la fig. 47).

Analyse chimique — Carbone 0,40 %; Silicium 1,2 %; Manganèse 0,44 %.

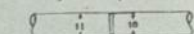
Etat du matériel	Nombre de dureté Brinell.	Résilience Kgm/cm ² .	Essais de durée.				Annotations
			excentrique N. 5 travail de choc 44 Kgm. No. de choc.	excentrique N. 4 travail de choc 28 Kgm. No. de choc.	excentrique N. 3 travail de choc 15 Kgm. No. de choc.	excentrique N. 2 travail de choc 7 Kgm. No. de choc.	
a) Trempé dans l'eau à partir de 800° (voir la microst. à la fig. 48).	555	0,19	40	50	60	100	Est en prépondérance une résilience très basse
b) Trempé dans l'eau et revenu à 250° pendant 15 minutes (voir microst. à la fig. 49).	495	0,57	80	170	430	5100	Est en prépondérance un petit développement de la résilience.
c) Trempé dans l'eau et revenu à 450° pendant 15 minutes (voir microst. à la fig. 50).	387	4,3	760	1490	6370	26510	Est en prépondérance un remarquable développement de la résilience.
d) Trempé dans l'eau et revenu à 620° pendant 30 minutes (voir microst. à la fig. 51).	241	8,4	350	640	1400	7400	Est en prépondérance une remarquable diminution du nombre de dureté en comparaison de a), b), c).
e) Recuit à 800° et refroidi en l'air (voir microst. à la fig. 52).	207	3,2	330	510	960	5690	—
f) Recuit à 1000° surchauffé (voir microst. à la fig. 53).	196	1,7	220	—	580	2720	Est en prépondérance la diminution de la résilience en comparaison de e).

PROJECTION IXe.

DURETÉ-RÉSILIENCE-DURÉE ET MICROSTRUCTURE D'UN ACIER DUR POUR RESSORTS

Essais par chocs répétés alternés

Marteau pilon Amater UH 132
Éprouvette cylindrique entaillée



ACIER POUR RESSORTS

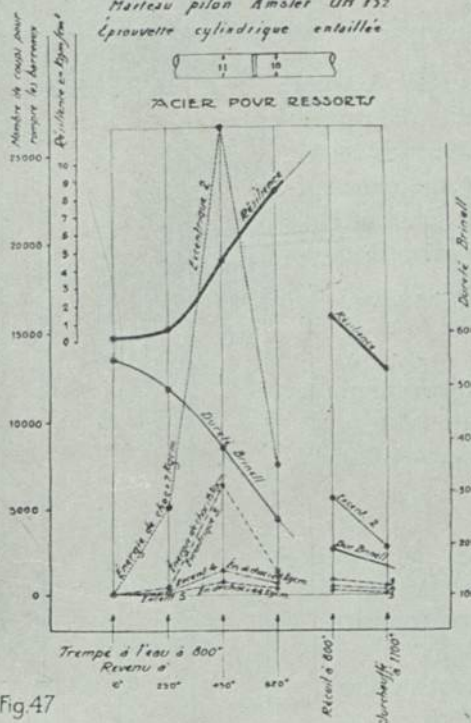


Fig.47

Microstructure

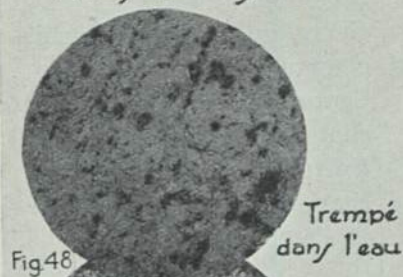


Fig.48

Trempé dans l'eau

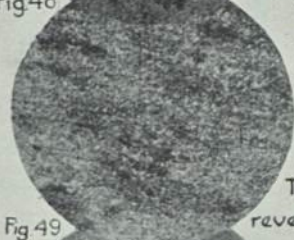


Fig.49

Trempé et revenu à 250°

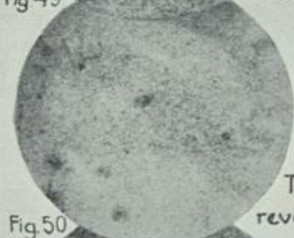


Fig.50

Trempé et revenu à 450°

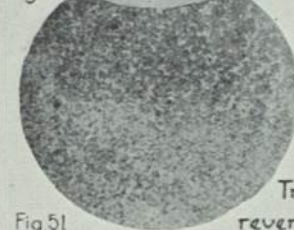


Fig.51

Trempé et revenu à 650°



Fig.52

Recuit à 800°



Fig.53

Recuit à 1000°

IIIe SERIE

Les essais de durée sur des matériaux de fabrication ordinaire bons et défectueux (Voir la projection X. — Fig. 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63).

Type et qualité du matériel.	Essai de traction			Essai de fragilité Resilience Kgm/cmq.	Essai de durée. Travail de choc 7 Kgc.m.		
	R	A	X R		Zone	numéro des chocs	Observations
<p>1) Rail de bonne qualité déformé en oeuvre et brisé après une remarquable déformation à l'occasion d'un dévoiement</p> <p>Analyse chimique: Soufre 0,04 % Phosphore 0,05 %</p> <p>Type de rupture (voir la fig. 54) Macrostructure (fig. 55) Microstructure (fig. 56) Type de rupture des Eprouvettes de durée (fig. 57 et 58)</p>	72	16,5	1188	3 (moyenne de 4 essais)	<p>Zone supérieure du champignon</p> <p>Centre du champignon</p> <p>Entre le champignon et l'âme</p> <p>Pâte</p>	<p>5150</p> <p>6180</p> <p>5370</p> <p>5510</p>	<p>léger écrouissage</p> <p>structure normale</p> <p>petites scories</p> <p>structure presque normale</p>

Type et qualité du matériel.	Essai de traction			Essai de fragilité Résilience Kgm/cmq.	Essai de durée. Excentrique Travail de choc 7 Kgm.		
	R	A	R × A		Zone	numéro des chocs	Observations
2) Rail de mauvaise qualité brisé nettement en oeuvre en causant un dévoiement	58	12,5	1725	1,5 (moyenne de 4 essais)	Zone supérieure du champignon	1420	
Analyse chimique Soufre 0,06 %					centre du champignon	1230	défaut local
Phosphore 0,13 %					Entre le champignon et l'âme	1540	
Type de rupture (fig. 59)					Pâte	1620	
Macrostructure (fig. 60)							
Microstructure (fig. 61)							
Type de rupture des éprouvettes de durée (fig. 62 et 63)							

PROJECTION Xe.

COMPARAISON ENTRE DEUX RAILS
EN RAPPORT À L'ESSAI DE DURÉE
(NUMERO DE CHOC DE 7 Kgcm.)



Fig. 54 Rail déformé avant rupture

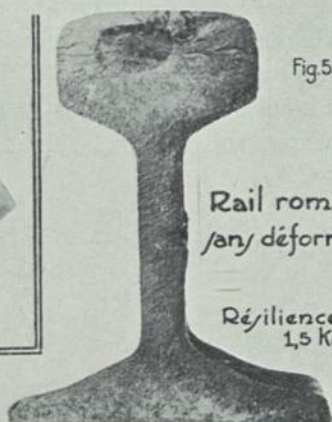


Fig. 59

Rail rompu
sans déformation

Résilience
1,5 Kg/cm²



Fig. 55

Résilience
3 Kg/cm²

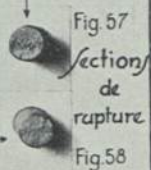


Fig. 57
sections
de
rupture

Fig. 58

Essai de corrosion (sans défauts)



Fig. 56

Microstructure générale

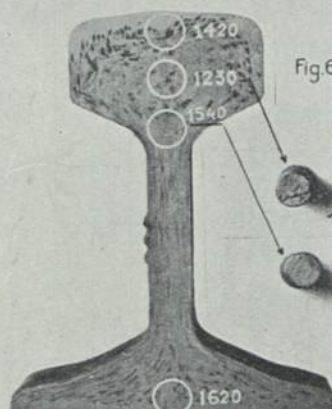


Fig. 60



Fig. 62

sections
de
rupture

Fig. 63

Essai de corrosion (avec plusieurs défauts)



Fig. 61

Microstructure générale.

CONCLUSION

Le peu de séries que j'ai présenté ici n'a pas la prétention d'avoir résolu tous les problèmes qui concernent la question très vaste de la durée, même parce que j'ai employé un seul de tous les essais de durée que l'on peut exécuter, bien que j'aie choisi un des plus convaincants.

Toutefois, les expériences que j'ai faites jusqu'à ce moment sont suffisantes pour faire remarquer aux amateurs l'importance qu'a ce genre d'essais pour la technique moderne et future et pour faire remarquer la nécessité de les mettre en relation avec les autres recherches qui ordinairement sont faites sur les plus différents matériaux métalliques ayant pour but important d'arriver à leur *classification la plus rationnelle*.

Pourtant, étant donné que la détermination de la valeur de la résilience s'est perfectionnée, en comparaison du passé, et que par conséquent les valeurs obtenues aient le caractère de la véridicité et puissent être contrôlées, je suis d'avis que j'ai prouvé aussi:

1°. *que la dureté élevée, si elle est accouplée avec une résilience très basse, fait avoir des basses valeurs à l'essai de durée aux chocs répétés alternés sur une éprouvette entaillée;*

2°. *que les caractéristiques mécaniques très élevées à l'essai de traction accouplées avec une résilience moyenne permettent des valeurs discrètes à l'essai de durée susdit;*

3°. *que les caractéristiques mécaniques élevées à l'essai de traction, unies à des résiliences relativement élevées permettent aussi des valeurs élevées à l'essai de durée dont il s'agit,*

4°. *qu'il y a une certaine relation entre les valeurs de durée et le procédé du matériel en oeuvre,*

5°. *que l'essai de durée tombe d'accord avec la microstructure.*

Le problème qu'il faut maintenant résoudre consiste dans la détermination expérimentale du rapport dans lequel doivent se trouver dans un matériel métallique, la résilience et les caractéristiques mécaniques à l'essai de traction afin de permettre d'atteindre pour chaque type de produit métallique, le plus grand nombre de durée, ou bien le plus grand signe de durée en oeuvre, dont la connaissance sera très utile pour celui qui se sert du métal.

Le Laboratoire métallurgique près l'Institut Expérimental des Communications poursuit cette manière de voir dans l'intérêt de l'exercice des chemins de fer italiens, prévoyant de plus grandes charges et de plus grandes vitesses.

LES ESSAIS DE RÉSILIENCE DANS LA RÉCEPTION DES MATÉRIAUX DESTINÉS À LA CONSTRUCTION ET À LA RÉPARATION DU MATÉRIEL ROULANT DES CHEMINS DE FER ITALIENS

par

MONSIEUR STECCANELLA ATTILIO,

Ingénieur, Inspecteur en chef sup. des Ch. de Fer italiens de l'Etat

Les Chemins de fer de l'État italien, dans le but de toujours améliorer les méthodes de recherche prévues pour la fourniture des matériaux en fer et en cuivre, introduisirent en 1922 dans leur cahiers des charges l'essai de résilience pour la réception des matériaux destinés à la construction et à la réparation du matériel roulant.

En harmonie avec les études faites pour arriver à cette décision, et en relation avec les délibérations de l'Association italienne pour l'étude des matériaux de construction, on adopta l'éprouvette de $10 \times 10 \times 55$ mm. avec entaille type Messnager large 2 mm. et profonde 2 mm. Par suite d'arrêt postérieur du Gouvernement, la dite éprouvette devint obligatoire en Italie pour l'exécution des essais de résilience pour la réception et par le même arrêt on donna aussi les caractéristiques des machines d'essai.

L'entaille doit être faite en direction normale au sens du laminage.

Le tableau suivant indique les matériaux pour lesquels les Chemins de Fer de l'État italien exigent les essais de résilience et les résultats minima à obtenir pour l'acceptabilité du matériel. On a indiqué dans le tableau les chiffres exigés pour les essais de traction et ceux relatifs à l'analyse chimique, s'il y a lieu, pour préciser les différents produits en fer ou en cuivre. Tableau pag. 254.

Les chiffres de résilience dans le tableau sont des minima auxquels le matériel doit satisfaire en n'importe quel point. Par conséquent les valeurs moyennes que l'on obtient dans les essais de réception sont plus élevées. On a préféré de donner des valeurs minima au lieu que des moyennes car dans la formation de la moyenne il aurait fallu exclure, quand même, les valeurs au-dessous d'un certain chiffre.

La tableau donne, pour quelques matériaux, les chiffres de résilience soit dans le sens longitudinal soit dans celui de la largeur. Il convient de dire que la résilience

Matériaux	Résistance Kg. par mm ² .	Allonge- ment %	Résilience Kgm. par cm ² .		Notes.
			longit.	transv.	
Acier en barres	37 à 40	25	15	—	
	37 „ 44	20	9	—	
	38 „ 48	18	7	—	
	45 „ 55	22	10	6	(1)
	> 65	> 12	5	3	(1)
Acier en tôles	37 à 42	27	15	12	(1) (2)
	35 „ 45	20	8	7	
	45 „ 50	20	10	8	(1)
Acier moulé	63 à 49	6 à 12	2		
	49 „ 44	12 „ 20	4		
	44 „ 38	20 „ 25	5		
Aciers spéciaux pour:					
Essieux coulés pour locomotives	55 à 70	> 18	15	10	(3)
Essieux droits pour locomotives, voitures et wagons	> 50	> 18	8	4	
Bandages pour voitures et wagons	65 à 75	18 à 15	4	—	} (4)
Bandages pour locomotives . . .	75 „ 85	15 „ 12	4	—	
Cuivre en barres	> 23	> 23	8	—	(5) (6)
Cuivre en tôles	> 23	> 35	8	7	(7) (6)

transversale a été introduite dans les cahiers des charges depuis peu de temps, par conséquent nous avons ici une moindre expérience.

Au commencement, l'industrie italienne souleva quelques objections à l'adoption de cette nouvelle méthode de recherche à cause de sa grande sensibilité. Cependant, après une première période de mise en train, et les inévitables difficultés initiales ayant été vaincues, cette méthode est entrée dans la pratique courante des usines italiennes et l'on peut dire qu'aucun matériel important destiné à la construction et à la réparation du matériel roulant des Chemins de Fer de l'État italien, n'est employé aujourd'hui s'il n'ait subi préalablement les essais de résilience avec un résultat tout à fait satisfaisant.

1) S < 0,05 % — Pho < 0,05 %.

2) Pour chaudières de locomotives.

3) Ni 5 %.

4) S < 0,035 % — Pho < 0,035 %.

5) As 0,15 % à 0,35 %.

6) Impuretés < 0,30 %.

7) As 0,25 à 0,50 %.

Qui plus est l'industrie italienne s'est tellement rendue compte de l'importance de ces épreuves que déjà quelques catalogues et prix courant des aciéries italiennes contiennent les données relatives aux essais de résilience parmi les autres qu'auparavant on garantissait.

On va maintenant illustrer, au point de vue de la résilience, les résultats obtenus avec les essais de réception de quelques matériaux principaux qui entrent dans la construction et la réparation du matériel roulant, c'est-à-dire:

- Tôles en acier pour longerons de locomotives,
- Tôles en acier pour chaudières,
- Essieux coudés pour locomotives,
- Essieux droits pour locomotives, voitures et wagons,
- Bandages pour locomotives, voitures et wagons,
- Tôles en cuivre pour chaudières,
- Barres rondes en cuivre pour chaudières.

A prémètre: ces matériaux, aussi bien que les autres, ont eu cette caractéristique commune, que les résultats des essais de résilience, auparavant discordants et faibles se sont uniformisés et élevés au fur et à mesure qu'on pratiquait ces essais. Les discordances furent éliminées par un meilleur soin dans l'exécution des essais, surtout au point de vue de la préparation des éprouvettes et de l'exactitude de l'entaille et en opérant à températures d'éprouvettes pratiquement constantes. Les améliorations, au contraire, sont à mettre à l'actif les perfectionnements successivement introduits par les industriels.

Les Chemins de Fer de l'État italien exigent pour les tôles d'acier pour longerons de locomotives une qualité d'acier plutôt dur (45/50 kg. par mm². de résistance) avec un bon allongement (20 %): la composition chimique n'est point prévue mais l'on exige que le soufre et le phosphore n'excèdent séparément le 0,05 %. Voilà bien une pièce pour laquelle il est spécialement intéressant de faire les essais de résilience à cause des efforts qu'elle doit subir. De 1924 au mois de mars de 1927 on fit 472 épreuves en constatant que si pendant les premiers mois la résilience dans le sens longitudinal variait d'un minimum de 8 Kgm. par cm². à un maximum de 13 Kgm. par cm², dans la suite, par effet de procédés de recuit plus rationnels, on atteignit chez quelques usines le minimum de 10 et le maximum de 15 en touchant après, respectivement, le minimum de 10 et le maximum de 30 chez quelques autres. Dans le sens transversal on eut dans la moyenne des résultats inférieurs de 3 à 4 points.

C'est bien entendu que les mots maximum et minimum doivent ici être interprétés comme un rationnel choix des chiffres qui sont des maxima et des minima et qu'on a obtenus dans les essais mais qui ne représentent pas leur valeur absolue.

Pour les tôles en acier des chaudières, au contraire, les Chemins de Fer de l'État italien exigent un produit doux de 37 à 42 kg. par mm². de résistance, et un allongement minimum de 27 % avec prescription pour le soufre et le phosphore comme in-

diqué auparavant. Dans le temps susdit, on fit 6.174 essais de résilience. Pour ce matériel, qui même par avance avait été préparé avec des soins spéciaux, on eut des différences moindres dès le commencement jusqu'à présent car d'un minimum de 13 kgm. par cm^2 . à un maximum de 18 kgm. par cm^2 . on parvint à un minimum de 16 et à un maximum de 30 pendant les derniers essais. Au sens transversal on obtint des résultats inférieurs de 5 points dans la moyenne.

Nous croyons qu'il convient de préciser que dans les essais de réception de ces tôles on fait une double série d'essais en prélevant les deux séries de barreaux des excédents de surface diagonalement opposés. On tire donc de chacune d'entre elles pour les essais de résilience, une éprouvette au sens longitudinal aussi bien qu'une au sens transversal. Ce sont donc quatre essais de résilience que l'on exécute avec chaque tôle. Pour l'acceptabilité il faut qu'aucune des quatre valeurs ne soit plus faible que la minimum prescrite. Au cas où un ou quelques essais donneraient des résultats légèrement inférieurs il suffit en général de répéter plus rationnellement l'opération du recuit, à laquelle toutes les tôles doivent être soumises avant d'être présentées aux essais de réception, pour obtenir de bons résultats. Dans les cas douteux, aussi bien pour ce matériel que pour d'autres, on complète la recherche par l'examen micrographique.

Les essieux coudés des locomotives à vapeur et les essieux des moteurs des locomotives électriques sont faits en acier au 5 % de nickel, de 55 à 70 kg. par mm^2 de résistance avec un allongement minimum de 18 %. Quoiqu'il s'agisse d'un acier semi-dur, la présence du nickel, qui apporte la ténacité, rend désirable de fixer des limites plutôt élevées pour les essais de résilience. En effet, on exige 15 au sens longitudinal et 10 au transversal. Sur 800 essais effectués on constata, en effet, que tout en ayant obtenu même ces minima, l'on parvint en général à des résultats supérieurs de 5 points.

Les essieux droits pour locomotives, voitures et wagons, sont confectionnés en acier au carbone de résistance minimum de 50 kg. par mm^2 . avec allongement de 18 %. Le fait d'être un simple acier au carbone justifie, malgré la moindre résistance, les chiffres de résilience plus faibles qui sont prescrits : 8 au sens longitudinal et 4 au transversal. Toutefois on essuya quelques difficultés à y parvenir dans les premiers temps, car l'uniformité des résultats des essais de résilience est en relation avec l'uniformité de structure qui est d'autant plus difficile à obtenir que la teneur de carbone est plus grande. Et si dans la moyenne on atteignit le chiffre 8 au sens longitudinal, on n'évita point des résultats inférieurs. Cependant, à présent, on parvient à obtenir 8 comme chiffre minimum tout en atteignant 18 comme maximum. Cette plus grande différence entre la valeur minimum et celle maximum en comparaison avec les aciers précédemment considérés provient de la susdite moindre homogénéité de structure par rapport à la dureté plus élevée (aux essais de réception on obtint la résistance de 58 kg. par mm^2 . en moyenne). Au sens transversal les essais de résilience donnèrent en général 4 unités de moins. Sur ce matériel on effectua 384 essais de résilience jusqu'au 31 mars de cette année.

Si dans les essais de résilience en général, les Chemins de Fer de l'État italien se considèrent parmi les premiers qui sont passés du champ des études à celui de la pratique normale de la réception, c'est pour les matériaux dont nous allons parler tout de suite, c'est-à-dire pour les bandages, les tôles et les barres en cuivre, qu'ils croient être les seuls qui peuvent présenter une expérience triennale d'application, normale de l'essai de ces produits.

Les Chemins de Fer de l'État italien demandent pour les bandages deux types d'acier: un acier dur de 65 à 75 kg. par mm². de résistance avec allongements respectivement de 18 à 15 % pour les bandages pour voitures et wagons et un acier plus dur de 75 à 85 kg. par mm². de résistance avec allongements respectivement de 18 à 12 % pour bandages des locomotives. Un type très dur de 85 à 95 avec allongements de 13 à 11 % aussi bien pour locomotives, est en expériment.

Il faut avertir tout de suite que, nonobstant que l'on ait exigé la résilience minimum de 4 kgm. par cm²., il ne fut point possible, pendant les premiers temps, d'obtenir l'uniformité nécessaire dans la structure de l'acier et l'on constata la répétition de ce que l'on avait observé auparavant, en des proportions plus grandes. En effet on obtint le chiffre de résilience de 4 comme il était prescrit seulement comme chiffre moyen et non comme minimum pour lequel on obtint 2 et moins encore. Les usines intéressées approfondirent la question, on étudia et on fabriqua des fours de recuit spéciaux, on donna les plus grands soins au contrôle des températures, bref, on adopta toutes les mesures pour que la normalisation de recuit fût réellement efficace, sans oublier naturellement les soins nécessaires à l'amélioration de la conduite des fours Martin. A présent on touche dans les essais de réception aux chiffres qui ont la valeur minimum de 4 pour les bandages moins durs et de 3 pour les bandages plus durs et si auparavant on atteignait 6 comme valeur maximum, c'est à 9 qu'on parvient pour les bandages moins durs et à 8 pour les plus durs.

Il est particulièrement intéressant de noter que par l'introduction de l'essai de résilience pour l'acceptabilité des bandages, les cassures diminuaient.

Les essais de résilience sur le bandage ont lieu sur des éprouvettes prélevées en trois points de la section choisie: vers l'intérieur, vers l'extérieur et au milieu.

Dans la période ci-dessus mentionnée, on fit 4.222 essais de résilience sur les bandages.

Pour les tôles en cuivre des fours des chaudières et pour les barres en cuivre pour les entretoises des fours, les Chemins de Fer de l'État italien emploient normalement le cuivre à l'arsenic avec 23 kg. par mm². de résistance minimum à la traction et avec un allongement minimum de 35 %.

Pour ce matériel aussi l'introduction de l'essai de résilience eut pour conséquence un améliorement dans les opérations de laminage et de recuit, qui influença sur les résultats des essais de résilience beaucoup plus que pour les bandages. En effet, auparavant ici aussi on n'atteignait que rarement la valeur minimum de 8 kgm. par cm². en parvenant à 10 comme maximum, tandis que les chiffres de résilience que

l'on obtient à présent vont d'un minimum de 10 à un maximum de 15 soit pour les tôles doit pour les barres.

En total on fit 4.916 essais de résilience sur les tôles et 396 sur les barres.

En tout le premier trimestre de cette année, les Chemins de Fer de l'État italien ont fait, comme essai normal de réception et pour les seuls matériaux dont il s'agit fabriqués en Italie, 17.364 essais de résilience.

PETITE NOTE SUR LA RÉSILIENCE

par

ING. C. A. BERTELLA

Laboratoria Sperimentale della Direzione Costr. Naval. della R. Marina Italiano

Pendant les discussions qui ont été faites récemment en Italie sur l'opportunité d'adopter l'épreuve de résilience comme méthode normale d'acceptation des matériaux métalliques, des préoccupations ont été manifestées sur l'influence que peuvent avoir dans le résultat des épreuves quelques détails de construction de l'appareil employé ou quelques détails d'exécution de l'épreuve même. On voulait surtout parler de l'acuité de l'arête battante du marteau, du poids du marteau et de la vitesse du choc.

Vraiment, sur l'influence de la vitesse il existe déjà une documentation expérimentale importante.

Nous connaissons les expériences élastiques exécutées par Ehrensberg en 1907 et celles de Charpy faites en collaboration avec André Cournu Thenard en 1917, qui arrivaient tous à la conclusion que la vitesse du choc n'exerçait qu'une petite influence sur les résultats de l'épreuve des résiliences.

Les mêmes résultats étaient obtenus dans les expériences d'André Cournu Thenard, pendant 1920.

Il existe aussi une documentation expérimentale sur l'influence du poids du marteau frappant. Charpy et Cournu Thenard en 1917 ont trouvé que la variation du poids n'avait presque aucune influence sur la résilience.

On pourrait donc considérer les objections supprimées et toutes les documentations superflues. Néanmoins j'ai pensé qu'il ne serait pas inutile de faire encore quelques essais sur les éprouvettes Mesnager de $10 \times 10 \times 55$ mm employant un petit mouton Charpy et en me mettant dans les conditions de l'exécution pratique de l'épreuve.

Essais avec Plusieurs Vitesses de Choc. — Les essais ont été exécutés avec un poids de 22 Kg. et avec un rayon de l'arête frappant de 1 mm. J'ai opéré:

a. sur de la tôle en acier doux ayant comme caractéristique:

R 43,2

A 27,4 %

de laquelle étaient prélevées des éprouvettes longitudinales ayant une entaille normale à la surface de lamination.

b. un arbre à 6 manivelles en acier au nickel, forgé pour moteur à combustion intérieure ayant les caractéristiques.

R 77,20

A 14,10

en prenant les éprouvettes dans les côtés plats. Les résultats réunis dans la table 1 sont en harmonie avec ceux obtenus par les précédents expérimentateurs, c'est à

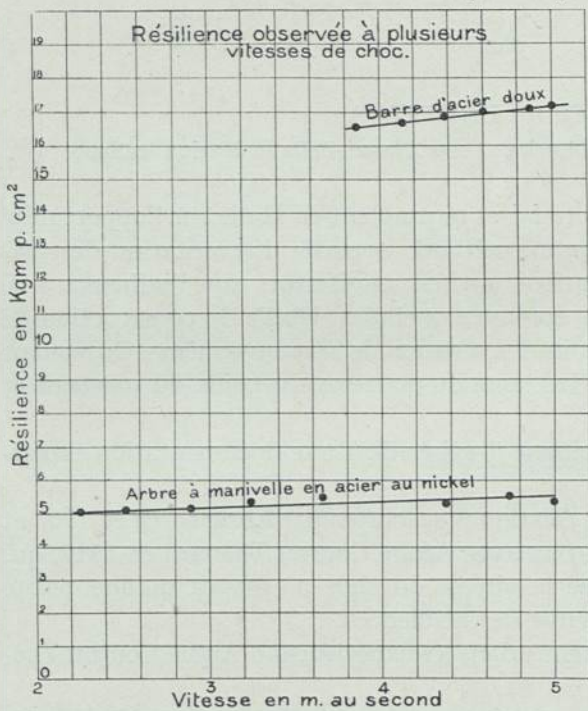


Fig. 1.

acier doux et de l'arbre à 6 manivelles en acier au nickel employés dans les essais précédents

Les résultats obtenus qui sont réunis dans la table 2 confirment ceux obtenus précédemment par les autres expérimentateurs c'est à dire que les petites différences dans le poids du marteau frappant ont une très petite influence sur les résultats pratiques de la résilience.

Influence de l'acuité du marteau frappant. — Il est bien connu que selon le constructeur de l'appareil pour les épreuves de résilience on a un marteau dont l'extrémité antérieure a des côtés formant entre eux un angle aigu de 30-35° et qui sont raccordés avec un rayon variant de 1 à 5 mm. Puisque les divers Laboratoires expérimentaux disposent d'appareils construits par des Maisons diverses et ont obtenu avec ces appareils toute la récolte des données des résiliences,

dire ils démontrent que les petites variations de vitesse du choc ont une influence négligeable sur la valeur de la résilience.

Essais avec marteau frappant de poids différent.

Le mouton pendulaire, usé dans les essais précédents a été muni d'un marteau décomposable en plusieurs pièces, de manière à réaliser toujours la condition que le centre de gravité se trouve sur le plan individualisé de l'axe de rotation du pendule et du centre de percussion.

Le marteau avait un couteau à faces inclinées de 30° raccordées avec un arc de 1 mm. de rayon.

Les éprouvettes ont été encore obtenues de la tôle en

qui sont aujourd'hui à la disposition des industriels, il peut être intéressant d'examiner l'influence exercée par le rayon de la courbure terminale du marteau frappant. J'ai donc exécuté une série d'essais sur les éprouvettes Mesnager opérant avec le même mouton pendulaire Charpy, muni de couteaux de différents rayons de courbure.

Les résultats obtenus sont réunis dans les tables III et IV. Bien qu'ils soient en nombre limité, ils démontrent que même la variation du rayon de courbure de l'arête du couteau a une influence très petite sur la valeur de la résilience.

En effet si le rayon du couteau augmente, la résilience croît aussi légèrement; mais dans les matériaux ferreux l'augmentation est pratiquement insignifiante; tandis qu'on a avec le cuivre, en passant du rayon de 1 mm à celui de 5 mm une augmentation de plus de 1 kilogrammètre. Dans tous les cas néanmoins pour constater les variations il est nécessaire de considérer la valeur moyenne de beaucoup d'essais. En vérité l'augmentation que l'on obtient avec des rayons différents est inférieure aux valeurs des oscillations dans les résultats que l'on obtient souvent avec le même couteau sur des éprouvettes prises dans la même pièce.

Ces oscillations que beaucoup de personnes considèrent comme un motif pour condamner les épreuves de résilience, sont au contraire un indice de la sensibilité de l'épreuve même et de la difficulté d'obtenir dans la pratique métallurgique des matériaux homogènes.

Mr. le Docteur Forcella dans son important travail „Le ultime ricerche sulla resilienza dei materiali metallici nell'Istituto Sperimentale delle Ferrovie dello Stato Roma" a démontré qu'une haute résilience correspond à de très bonnes qualités mécaniques, et les résultats hétérogènes correspondent à des matériaux qui ne sont pas homogènes.

Je suis de la même opinion. Dans beaucoup d'expériences exécutées dans les Laboratoires de la Marina Royale à Spezia, j'ai trouvé toujours qu'une résilience très basse correspond à une structure micrographique défectueuse. Au contraire, quand les opérations métallurgiques ont été bien conduites nous avons des valeurs de résilience vraiment constantes et bonnes.

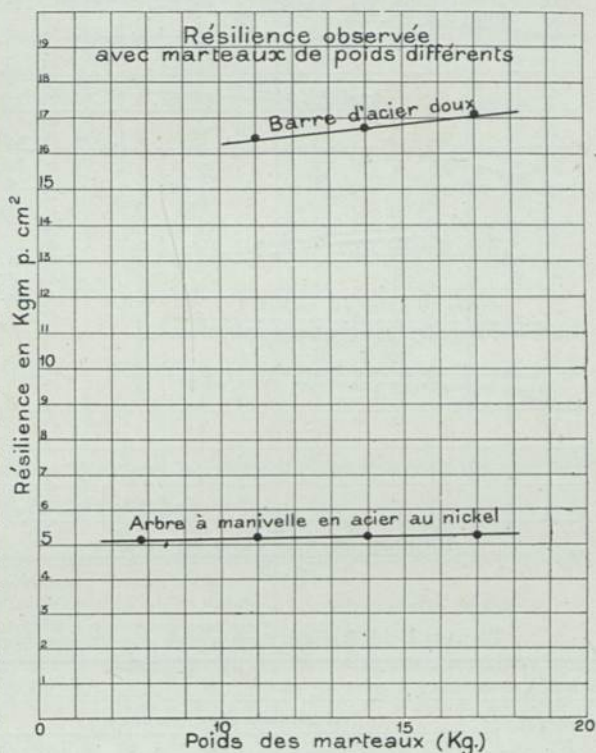


Fig. 2.

En conclusion je crois que les détails d'exécution de l'essai de résilience, comme

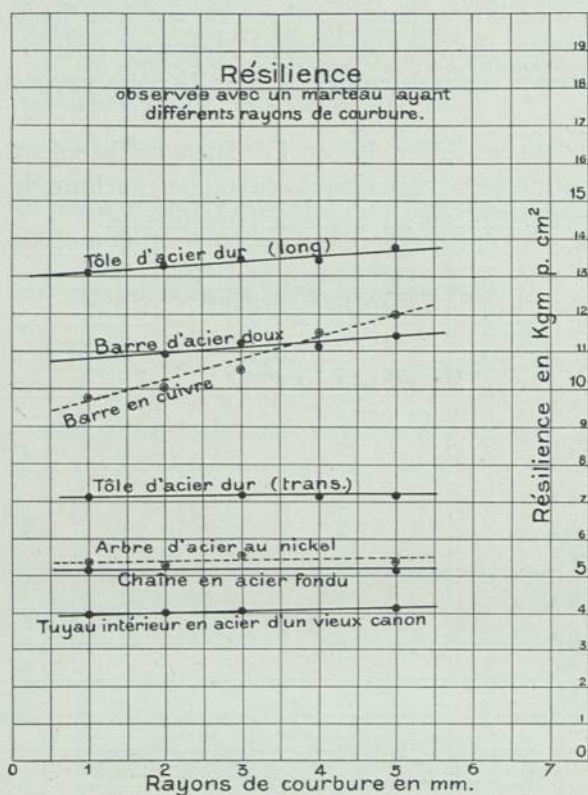


Fig. 3.

les petites variations de la vitesse du choc, du poids du marteau, du rayon de courbure du marteau frappant, ont en pratique une importance négligeable. Je crois encore que nous avons maintenant à notre disposition un nombre suffisant de résultats d'essais pour appliquer l'essai de résilience; que cette application correspond à une nécessité pour les constructeurs, qu'elle est dans l'intérêt du développement de la Métallurgie, de même que dans l'intérêt des producteurs des matériaux métalliques.

Certainement dans l'application il faudra tenir compte de la difficulté d'obtenir des matériaux métalliques absolument homogènes, il faudra donc appliquer l'essai de résilience avec attention, c'est à dire „cum grano salis”.

TABLE I. Résilience observée à plusieurs vitesses de choc Kgm. par cm².

Eprouvette N°.	Arbre à manivelles d'acier au nickel R = 77,2 A = 14,10								Barre plate d'acier doux R = 43,2 A = 27,4							
	Vitesses de choc (m. sec.)								Vitesses de choc (m. sec.)							
	2,13	2,52	2,88	3,24	3,86	4,37	4,74	5,00	3,86	4,13	4,37	4,60	4,87	5,00		
1	5,25	5,18	4,93	5,67	5,93	5,31	5,42	5,56	16,26	17,66	16,51	17,02	16,07	17,10		
2	5,43	5,81	5,25	5,75	4,87	5,31	5,81	4,43	16,28	17,13	16,58	16,65	17,02	17,82		
3	5,06	5,31	5,50	4,93	5,00	5,87	5,93	5,56	16,58	16,97	16,58	16,38	17,92	17,82		
4	5,18	4,68	4,31	5,12	5,62	4,56	5,74	5,56	16,83	17,66	17,39	19,14	16,70	17,09		
5	4,43	4,81	5,00	6,12	5,81	5,81	5,42	5,18	16,08	15,59	17,21	16,80	16,14	16,85		
6	5,68	4,68	5,50	5,50	5,00	4,95	5,00	5,56	16,83	16,77	17,15	16,55	16,55	17,09		
7	5,43	5,25	5,56	4,62	5,62	5,00	5,56	5,81	16,28	16,26	17,02	16,08	18,40	16,44		
8	4,18	5,06	5,50	5,10	6,18	5,00	5,56	5,25	16,83	15,39	17,21	18,00	15,88	17,18		
9	4,50	5,37	4,31	5,37	5,62	5,43	5,55	5,18	17,47	17,26	17,21	16,52	18,79	17,40		
10	5,18	5,18	5,81	5,37	5,43	5,18	5,50	5,18	16,07	16,23	15,88	16,80	17,02	16,77		
Moyenne	5,03	5,13	5,167	5,358	5,508	5,242	5,54	5,327	16,55	16,19	16,87	17,00	17,04	17,17		

TABLE II. Résilience observée avec marteaux de poids différents Kgm. par cm².

Éprouvette No.	Barres d'acier doux			Arbre à 6 manivelles d'acier au nickel			
	Poids du marteau Kg.			Poids du marteau. Kg.			
	17	14	11	17	14	11	7—8
1	17,10	16,55	16,8	5,75	4,45	4,22	5,58
2	17,82	16,42	15,7	5,62	5,22	5,60	5,81
3	17,82	16,60	16,6	4,87	5,22	5,60	4,88
4	17,09	16,70	16,8	4,87	5,65	4,97	5,28
5	17,02	16,90	17,0	5,35	4,77	5,25	5,51
6	16,85	17,40	16,3	5,75	5,71	5,67	4,88
7	17,18	16,50	16,1	4,87	5,65	5,22	5,41
8	17,40	16,70	16,9	5,35	5,27	5,25	5,08
9	16,77	18,20	16,8	4,85	5,40	4,97	4,26
10	16,64	16,30	15,5	5,62	5,35	6,00	5,28
Moyenne	17,17	16,75	16,45	5,29	5,27	5,27	5,19
	R = 43,2 A = 27,4			R = 77,2 A = 14,10			

TABLE III. Résilience observée avec un marteau ayant différents rayons de courbure Kgm. par cm².

Éprouvette No.	Barres d'acier doux de mm. 9.7					Chaîne en acier fondu		Tuyau intérieur d'un vieux canon (éprouvette transvers.)					Barre plate en cuivre					
	Rayon de mm.					Rayon de mm.		Rayon de mm.					Rayon de mm.					
	1	2	3	4	5	1	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	
1	11,66	11,61	12,01	10,56	11,08	5,81	5,90	4,05	3,27	4,56	3,71	11,36	11,41	10,65	9,72	12,96		
2	12,17	10,42	10,43	12,12	9,25	4,45	5,06	4,23	3,47	4,01	3,50	8,54	9,82	11,12	12,51	11,32		
3	11,01	10,20	9,63	12,03	10,78	4,13	6,91	3,21	3,99	3,56	4,14	8,50	10,38	11,64	11,67	13,01		
4	10,52	11,82	12,52	12,28	13,31	5,69	4,21	4,21	4,22	3,77	3,54	9,55	9,93	9,51	13,34	11,70		
5	12,30	10,02	10,65	12,53	11,70	5,47	5,68	3,83	4,36	3,69	4,03	10,74	11,43	9,64	11,34	11,70		
6	10,69	11,57	12,65	9,24	12,26	4,45	5,70	4,03	4,43	3,27	4,96	10,40	8,90	11,45	12,06	11,43		
7	11,66	10,50	12,20	9,76	10,30	4,45	4,24	3,86	3,27	4,09	4,45	9,82	9,83	9,80	11,71	12,13		
8	11,01	11,07	10,13	10,76	12,72	5,78	4,71	4,25	3,90	3,57	4,39	10,40	9,90	11,05	11,39	11,60		
9	—	—	—	—	—	5,80	4,81	4,03	4,68	5,04	3,50	9,74	9,88	10,60	10,71	11,52		
10	—	—	—	—	—	—	4,34	—	4,52	4,78	4,90	8,68	9,37	10,41	12,63	10,58		
Moyenne	11,26	10,90	11,27	11,16	11,42	5,11	5,16	3,96	4,01	4,034	4,11	9,779	10,085	10,587	11,508	11,985		
	Résistance à la rupture Hg. m ² /m.							42,10	66,5	82,75	23,40							
	Résistance à la limite d'élasticité							30,20	40,6	—	—							
	Allongement							%	23,2	12,0	13,05	38,0						
	Striction							%	0,507	0,150	—	—						
	No. dureté Brinell							—	—	—	—	50,9						

TABLE IV. Résilience observée avec un marteau ayant différents rayons de courbure Kgm. par cm².

Éprouvette No.	Arbre à 6 manivelles en acier au nickel					Tôle en acier dur éprouvettes longitudin.					Tôle en acier dur éprouvettes transvers.				
	Rayon de mm.					Rayon de mm.					Rayon de mm.				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
1	5,81	5,65	5,47	—	5,22	13,19	13,16	13,38	14,35	14,52	6,97	—	6,99	7,16	7,25
2	5,56	5,13	5,39	—	5,67	12,04	13,11	13,12	13,57	14,05	6,94	—	7,03	7,20	7,54
3	5,25	5,22	5,71	—	5,69	13,59	14,13	13,14	13,08	13,35	6,79	—	7,16	6,96	7,05
4	5,18	4,58	5,45	—	4,94	13,91	12,63	13,28	13,81	14,54	7,20	—	7,17	7,24	7,06
5	5,18	5,17	5,48	—	5,44	13,72	14,04	14,47	13,28	12,99	7,30	—	7,17	6,63	7,42
6	5,56	5,41	5,64	—	5,18	14,15	12,35	13,73	12,51	13,88	7,13	—	7,56	6,77	7,66
7	5,56	4,59	5,99	—	5,03	13,81	13,83	14,62	13,67	13,78	6,65	—	7,24	7,40	5,72
8	4,87	6,17	5,42	—	5,66	11,29	13,44	13,21	13,51	13,46	7,54	—	6,28	7,67	6,63
9	5,18	4,97	5,18	—	5,26	12,93	13,44	13,59	13,08	13,86	7,47	—	7,83	7,14	7,03
10	5,56	5,61	5,84	—		12,96	13,59	12,23	13,46	13,43	7,06	—	6,79	6,91	7,41
Moyenne	5,366	5,25	5,55		5,35	13,141	13,342	13,477	13,432	13,768	7,10		7,12	7,108	7,077

Résistance à la rupture	Kg/mm.:	77,22	62,95	63,27
Résistance à la limite d'élasticité	„	49,84	40,35	40,07
Allongement	%	14,35	20,5	16,8
Striction	%	0,423	0,573	0,455
No. durezza Brinell		219	187,2	188,1

PRESENT KNOWLEDGE REGARDING SLAG (SOLID NON-METALLIC) INCLUSIONS IN IRON AND STEEL

by

C. BENEDICKS and H. LÖFQUIST

INTRODUCTORY

Regarding the practically important question of non-metallic inclusions in iron and steel much valuable work has been done by Osmond and Werth ¹⁾, Stead, Le Chatelier and Ziegler, Arnold and co-workers, and more recently by Comstock, Giolitti with co-workers, Levy, Mahin with co-workers, Matwieff, Oberhoffer with co-workers, Röhl, Whiteley and Hallimond, Wimmer, Wüst with co-workers, and many others. Excellent reports were given by Law before the Iron and Steel Institute in 1907; by Rosenhain I, II, before the International Testing Congress 1909 and 1912, and also by Hibbard IV at the latter occasion, and finally by Mc Cance I before the Iron and Steel Institute in 1918.

The present report differs considerably from the previous ones insofar as it looks upon the matter from a broader physico-chemical point of view. This report, however, is but a short summary of an extensive treatise of the subject to be published later on.

PRINCIPLES AND NOMENCLATURE

Since the earliest days of metallurgy, *slag* (Schlacken; scorie; cinder) signifies a *non-metallic solid or fluid substance which is formed besides the metal* at metallurgical processes.

We designate generally, however, as slag *every solid non-metallic inclusion or grain, occurring in a metal*, in spite of its origin.

Thus, a fragment of the furnace lining included in the metal is a slag grain. Consequently, distinction must be made between two different kinds of slags or solid non-metallic inclusions, viz. 1. *indigenous slag grains*, which are due to reactions taking place in the molten metal, and 2. *exogenous slag grains*, which are mechanically admixed foreign particles.

The first group corresponds to Hibbard's *sonim*; accepting this term, the second

¹⁾ Reference at the end of the paper, p. 289.

group might possibly be designated as *sonex* = solid non-metallic exogene inclusions ¹⁾).

The indigenous slags are by far the most important ones. They are generally formed by precipitation from a primarily homogeneous solution passing a colloidal intermediate state. On account of their generally having a very small size, their rising in the molten metal is very slow, in contradistinction to exogenous slags which generally form much larger grains, rapidly rising in the metal. While the exogenous slag may be completely removed by using some care at the operations, the indigenous slags are in several cases unavoidable, as they are not precipitated before the solidification takes place. As a matter of fact, the formation of the indigenous slags as separate phases is intrinsically connected with the equilibrium conditions of the systems formed by the molten metal and its metalloidal impurities. In view of this, *the complete knowledge of the slag problem demands a detailed knowledge of the equilibrium diagrams of the type metal-metalloid concerned* — in the same way as metallography in its primary sense demands a detailed knowledge of the diagrams of the type metal 1 — metal 2.

Consequently, the slag problem may be said to be a science of its own; the number of elements present being generally a high one, knowledge is also necessary of ternary and multary diagrams.

On account of this, the treatment of the non-metallic inclusions in first line must centre around the obtaining of the equilibrium diagrams concerned, such as Fe-S, Fe-O, Mn-O, Fe-S-O, Fe-Mn-S et cet.

In the same way a detailed knowledge of the exogenous slag grains would presuppose a large number of equilibrium diagrams of a complicated character: the interest of these, however, is not comparable to the former ones.

In discussing diagrams, a few new designations have been found to be useful ²⁾ viz

a. Eutectol: liquid of a eutectic composition.

eutectate: aggregate of a eutectic composition ("eutecticum").

eutectite: solid solution of a eutectoid composition.

eutectoate: aggregate of a eutectoid composition.

b. eutectatol: aggregate of a quasi-eutectic character, the one phase of which is liquid. This aggregate occurs in the case of a region of liquid immiscibility; corresponds to Guertler's *Monotektikale*.

A. GENERAL DESCRIPTION OF OCCURRING INCLUSIONS, AND STUDY OF THEIR EQUILIBRIUM DIAGRAMS

1. Indigenous Slags: Equilibrium Conditions

The known properties of the substances which are slagforming can not be described here; reference being made for the present to *Landolt-Börnstein, Hintze,*

¹⁾ The Authors however scarcely consider these expressions desirable.

²⁾ Already proposed by one of the Authors in *Nordisk Familjebok*, 3rd Ed. Vol. 6, Column 1196, Stockholm 1927. Cp. also C. Benedicks, *Zeitschr. f. phys. Chem., Luther-Band* [1927].

and *International Critical Tables*. On the contrary, a short survey must be given of the equilibrium diagrams formed by the substances giving indigenous slags in iron.

a. *Binary System Fe-S*. A complete diagram is compiled (Fig. 1) according to Loebe and Becker, Allen, Crenshaw and Johnston and others (being valid for atmospheric pressure). The solubility of S in solid Fe may be estimated at

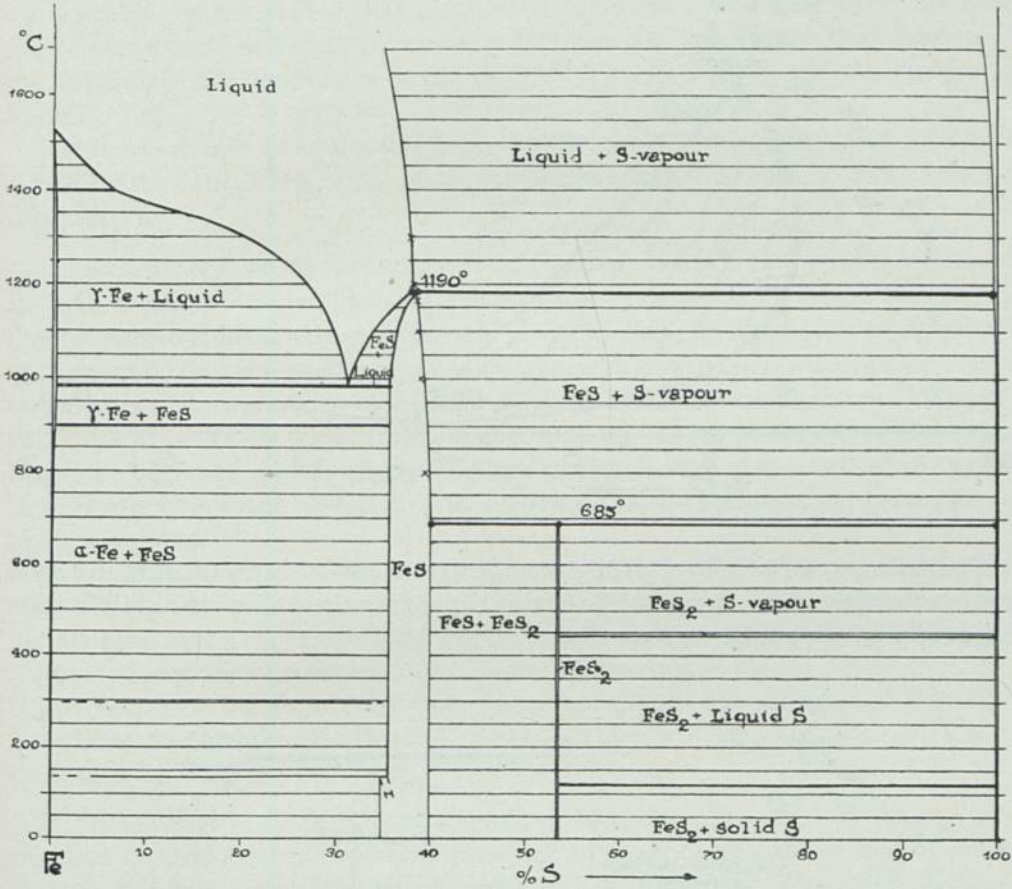


FIG. 1

about 0.015–0.020% S; this nearly coincides with the limit of red-shortness (Cain II).

The diagram shows a complete miscibility in the molten state, while Treitschke and Tammann had found a region of immiscibility.

This discrepancy may be theoretically explained as a general result of certain impurities (Si).

b. *Ternary System Fe-S-C*. In spite of the scarcity of available data, by Wüst and Schüller, Liesching, Levy I and Bogitch II, it was possible to construct the diagram

(Fig. 2). An extended region of immiscibility exists. The diagram explains the different behaviour of the solidification occurring at a low, and at a high ratio C: S.

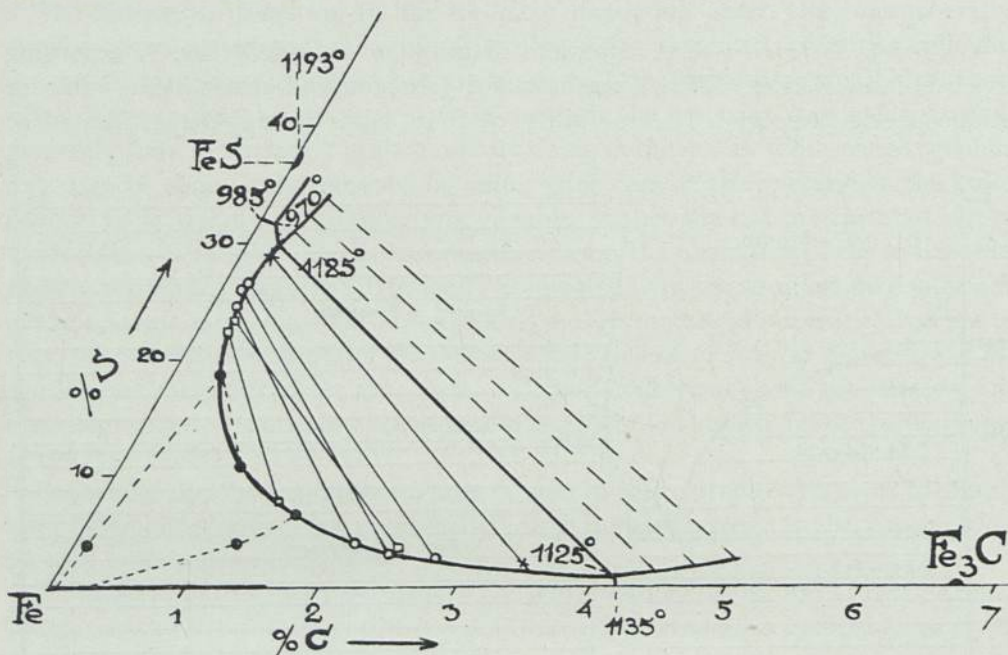


FIG. 2

The Authors consider Fe_3C at high temperatures probably to dissolve in a solid state an appreciable amount of FeS , this explaining the well-known stabilisation effect on Fe_3C , due to S .

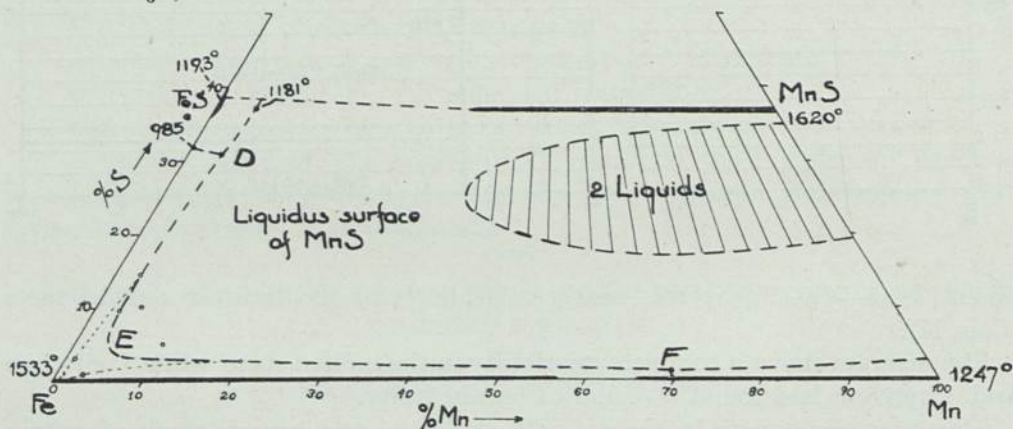


FIG. 3

c. Binary System FeS-MnS . Diagram already established by Levy II and Röhl I & II. The limit of solubility of FeS in solid MnS not definitively established (Levy 50 %, Röhl 60 % FeS); presumed existence of compound at 60 % improbable.

d. *Ternary System Fe-Mn-S*. Available data (Röhl I) are very scarce, but diagram Fig. 3 has been drawn and may be considered to possess qualitatively a considerable degree of probability.

The binary system Mn-MnS, however, has actually not been determined. Anyhow, from the fact that the eutectic point Mn-MnS is situated close unto Mn (Le Chatelier and Ziegler) — in spite of the difference in melting points not being very considerable, we may infer, that a region of liquid immiscibility exists. This then must extend more or less in the ternary diagram. The most prominent feature of the diagram is the dominance of the liquidus surface belonging to the highly refractory MnS.

The figure makes clear the difference in the process of solidification, as determined by the ratio Mn:S of the alloy, causing the slag to be only a MnS-phase, or this and FeS.

e. *Influence of C on the System Fe-Mn-S*. Carbon, being highly soluble in molten Fe, will cause a considerable depression of the Fe-liquidus surface, while its influence on the MnS-liquidus surface will probably be very slight. The consequence of this will be that if C is added, the binary eutectic curve DEF will approach close to the axes (determinations by Stead I, Schütz, Heike, Steinberg, Levy II supporting this). This signifies that a much higher amount of MnS-phase will be separated before Fe begins to solidify than is the case in the absence of C — to the effect that the S-content is much lowered. This explains the desulphurisation occurring in pig-iron mixers.

Every other substance which depresses the liquidus of Fe but hardly that of MnS will have the same action. Thus P or Si will act in a desulphurising direction; metals like Cu, Ni must exert the opposite influence (observations by Wüst and Schüller, Levy II, Le Chatelier and Ziegler supporting this).

Further, the influence of Al, Zr, Ce, Ti has been studied by Arnold and Bolsover, Tammann and Bohner, Mc Cance I, Feild I, II, Becket, Spring, Gillet and Mack, Comstock I, Burgess and Quick.

f. *Binary System Fe-O*. A partial diagram has been given by Rosenhain, Tritton and Hanson. Other experimental work by Law, Le Chatelier and Bogitch, Matsubara, Oberhoffer and d'Huart, Stead VII, Whiteley III, Wimmer I, Wyckoff and Crittenden has been thoroughly analysed. By aid of this — the knowledge of the diagram as a whole being of a very great importance for metallurgy — the Authors have constructed a complete diagram (Fig. 4), which at least explains all actual facts known to the Authors¹⁾. A few important items are:

Molten Fe dissolves 0.21 % O at the melting point, causing a depression from 1535° unto 1520° C (Tritton and Hanson, confirming Ledeburs figure 0.24 % O; Wimmer I found 0.20 %). Region of immiscibility extending close to FeO. "Melting point" of FeO, at 1370° C, is probably a decomposition point (hidden maximum); FeO is not stable below about 570° C.

¹⁾ A slightly more detailed description is given by the Authors: cp. footnote p. 285.

Between FeO and Fe₃O₄ a eutectic occurs (Oberhoffer and d'Huart; Wyckoff and Crittenden); observed rest point at 1200° C (Oberhoffer and d'Huart) here assumed as eutectic temperature. It is not excluded, however, that the aggregate observed is a eutectoate, or formed in solid state; in that case a certain modification is to be made (polymorphism then being necessary to assume in FeO and Fe₃O₄).

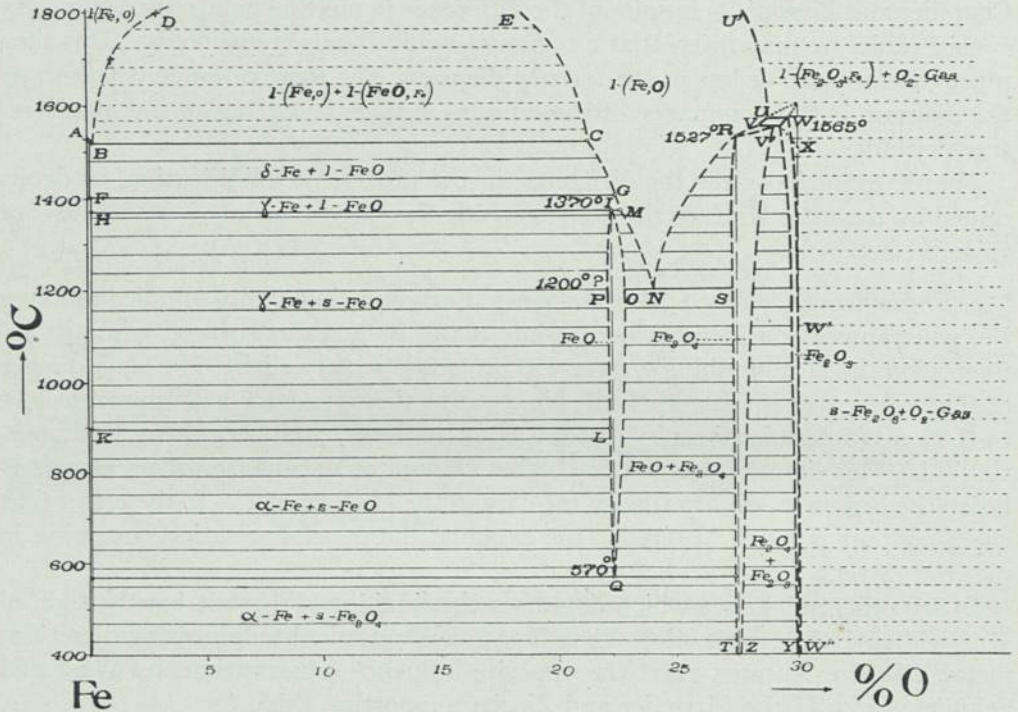


FIG. 4

According to Sosman and Hostetter, Fe₃O₄ and Fe₂O₃ form an unbroken series of mixed crystals, but on account of their crystallographic difference a case of isodimorphism must be assumed — permitting of course the region of immiscibility at high temperature to be very restricted.

Solubility of O in solid Fe is about 0.05 % (Tritton and Hanson), 0.035 % (Wimmer); from observations of Monden and others, Schönert deduced paradoxically high values.

The considerable influence of O on the cementation of Fe, as established by Ehn, might be explained as due to the high CO — pressure arising.

The O-pressure of molten iron, as studied theoretically by Le Chatelier, Styri V, Mc Cance II is fundamentally important for the slag problem, the calculations however are far from definite.

g. Binary System Mn-O. From the very scarce data existing, (Oberhoffer and d'Huart) a rational, though hypothetical diagram may be drawn (not reproduced

here). A characteristic is the very high melting point of MnO (1700—1800°; extrapolated from Oberhoffer and v. Keil). A large region of immiscibility is probable.

h. *Binary System FeO-MnO.* (in presence of Fe.) A few melting points determined (Oberhoffer and v. Keil), as well as some observations of a duplex structure (Oberhoffer and d'Huart, Matwieff III) lead to a diagram Fig. 5.

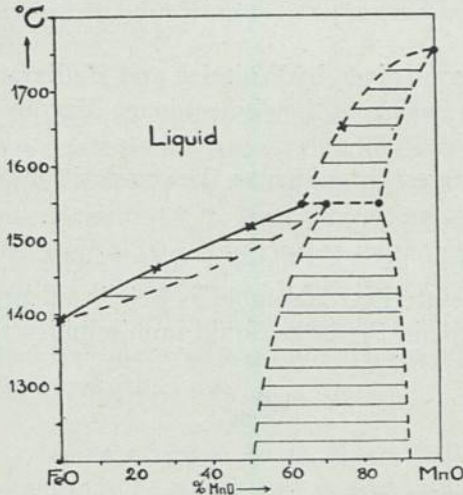


FIG. 5

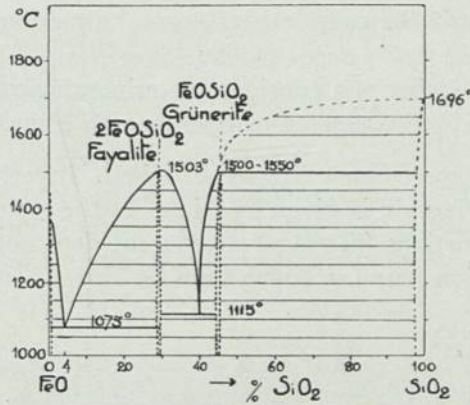


FIG. 6

i. *Binary System FeO-SiO2.* A discrepancy of existing diagrams may be obviated by Fig. 6, founded essentially on the work of v. Keil and Dammann — who how-

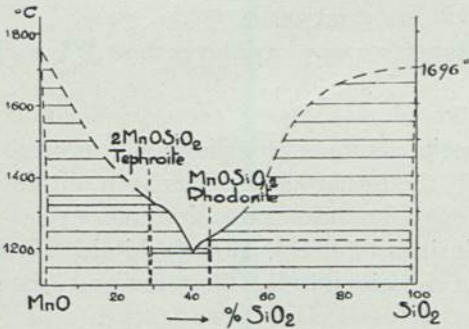


FIG. 7

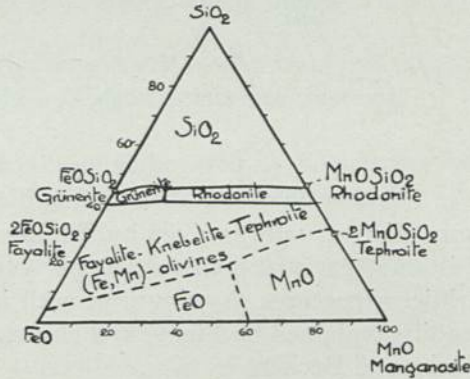


FIG. 8

ever did not give grünerite. The melting point of this mineral is 1500—1550° C (Stein; forms a hidden maximum, Whiteley and Hallimond I)¹).

¹ Greig (American Journal of Science vol. XIII, 1, 133, 1927; Geophysical Laboratory, Paper No. 630) found recently a rather extended region of immiscibility in the system FeO—SiO₂ on the SiO₂-liquidus curve. Similarly, a region of immiscibility seems probable in the case of MnO—SiO₂, Fig. 7.

j. *Ternary System FeO-Fe₂O₃-SiO₂*. In this system — important for the knowledge of the welding process slag — a ternary eutectic is known, containing 40 % FeO, 20 % Fe₂O₃ (as magnetite), 40 % SiO₂ (Whiteley and Hallimond II). Otherwise little is known.

k. *Binary System MnO-SiO₂*. A diagram was elaborated by Doerinckel; with some amendments this is reproduced in Fig. 7. While the composition of the two silicates is the same as in the System FeO-SiO₂, a considerable difference in melting conditions is evident.

l. *Ternary System FeO-MnO-SiO₂*. A diagram given by Whiteley and Hallimond I may be completed in several directions by means of the above binary diagrams: Fig. 8.

Being of a considerable mineralogical interest, it evidences the compositions of acid Bessemer and open-hearth slags.

m. *Binary System FeS-FeO*. Investigated by Le Chatelier and Ziegler a.o. Diagram is given by Giani. In the molten state FeO is soluble in FeS in all proportions (hence a FeO-content does not explain the large liquid immiscibility region found in the system Fe-FeS, cp. p. 267).

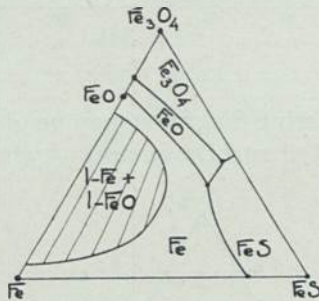


FIG. 9

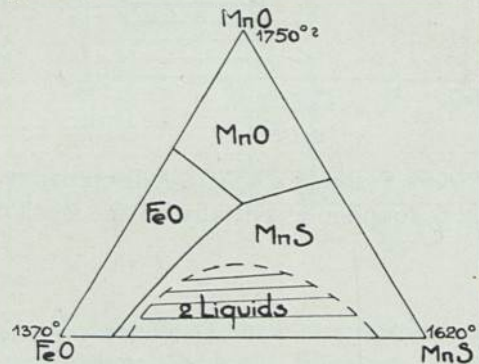


FIG. 10

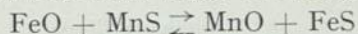
n. *Ternary System Fe-FeS-Fe₃O₄*. From the above binary diagrams, as well as from microstructures given by Wimmer II, the ternary Fig. 9 has been obtained; it is only of a qualitative character¹⁾.

Microstructures showing iron with inclusions of FeS + FeO (Whiteley II) are readily explained by Fig. 9, and also structures given by Le Chatelier and Ziegler, Loebe and Becker.

o. *Binary System MnS-MnO*. From observations by Rosenhain II and Matweiff III we may infer the diagram to be of the same simple binary eutectic type as for FeS-FeO, the melting points however being much higher.

¹⁾ According to Vogt II, the binary system FeS-Fe₃O₄ possesses a region of immiscibility extended close up to Fe₃O₄; hence the binary eutectic point (and binary eutectic line) ought to be assumed much nearer FeS than in Fig. 9.

p. *Quasi-ternary Diagram FeO-MnS-MnO*. The reversible reaction



represents evidently — if treated completely — a quaternary system; practically FeS — possessing a low melting point — may be omitted as not appearing as a separate phase. Consequently, the diagram may be looked upon practically as being a ternary one Fig. 10.

A few observations by Matweieff III, Keutmann are readily explained by the diagram.

The presence of Fe probably modifying the diagram but slightly, Fig. 10 will practically give a survey of the slag inclusions of a technical iron containing S, O, Mn.

q. *Binary System FeS-FeSiO₃, and MnS-MnSiO₃ respectively*. Regarding the first one it is only known that an extended region of immiscibility exists (Vogt II), while for the latter a diagram is given by Woloskow up to 30 % MnS, showing a eutectic near 4.7 % MnS. According to this and to some indications by Levy II and Vogt II, the components mix in all proportions.

In dissolving easily S a Mn- (rich Fe-) silicate facilitates desulphurisation — the silicate (with its S) forming easily large drops, which mount in the melt quicker than the smaller MnS grains. This is born out by some micrographs given by Stead IV, Howorth, Law.

r. *Binary System Fe-P*. Much earlier work has been done on this system — which may be considered as slag-forming. A detailed diagram has been given by Haughton, who showed that the solubility of P in solid Fe at 1000° C is much higher (2.7 %) than assumed earlier (1.8); at low temperatures the solubility is much less than that indicated in Haughton's diagram, according to Stead's VIII analyses on very slowly cooled specimens (meteoric iron, blast furnace bears).

s. *Ternary System Fe-C-P*. Many investigations have been carried out. Similar diagrams were given by Wüst, Goerens and by Goerens and Dobbstein.

t. *Binary System Mn-P*. The diagram has been elaborated by Žemčužny and Efrekow. The phosphide Fe₃P is corresponded to by the phosphide Mn₅P₂.

u. No diagrams are available for the following slag components, though a good deal of information is at hand:

Al₂O₃ (Comstock II, Hibbard I—VI, Sauveur);

TiO₂ (Comstock I, VIII);

TiN (Comstock I);

Ti(CN)₂ (Stead VIII);

Zr₃N₂ (Feild I, II);

CaFe₂O₄ (Calciumferrite; Matweieff II).

2. *Exogenous Slags*

Their general character, origin (and influence on the indigenous inclusions) has been the object of numerous papers; much information has not been obtained recently, and the earlier knowledge has been well resumed and discussed by Pacher I (1912), Mc Cance I (1918).

As already pointed out, the exogenous slags generally form much larger grains than the indigenous ones, and may theoretically be entirely avoided by means of a careful treatment of the melt and by using a refractory material of a high quality — in distinction from the indigenous slags.

B. METHODS OF QUALITATIVE AND QUANTITATIVE ANALYSIS

The qualitative determination of slag grains has been entirely based on the use of the microscope.

1. *Preparation of Samples for Microscopic Examination*

When preparing specimens for microscopic examination much more care must be given than in ordinary microscopic work. The breaking out of slag grains must be avoided, as well as indentations due to the abrasion grains, and specks of rust. The breaking out preferably occurs on the polishing felt disc: cp. Burgess and Vilella, by whom useful hints are given, and also Comstock IX, who has given a valuable survey.

A polishing much better than on felt, according to our experience, is obtained by the use of a pitch disc (as for glass polishing); cp. Forsman.

2. *Qualitative Analysis*

a. The characterisation and identification of slag grains is made at first on the polished, unetched surface in observing 1. general appearance and 2. colour. E.g. 1. Silicates occurring in a manufactured steel have generally deformed, fractured boundaries, while sulphides are plastically deformed, and oxides generally undeformed. 2. Characteristic surface colours (in reflected light) are: FeS brownish yellow; MnS-phase "dove gray", the lighter the higher the Fe-content; FeO light gray (Fe₃O₄ dark grey); Al₂O₃ blueish gray; Fe₃P bright; TiN pink; Zr₃N₂ yellow; silicates dark.

The colours may differ considerably in partly transmitted light as obtained by using certain "metallurgical" objectives made by Chapman and Alldridge. Ltd., London.

The method of Koenigsberger of using polarised light in the metal microscope (cp. Schneiderhöhn) has not been used, but may be of some value here.

b. Several etching reagents have proved useful: organic acids dissolve sulphides

but not oxides (Matweieff I), mineralic acids dissolve sulphides and oxides but not silicates, and so forth.

c. Reduction by hydrogen at 600° C: FeO is reduced, but not Fe₃O₄, MnO, sulphides, nor silicates (Matweieff I).

d. Colouring obtained by tempering: characteristic results for sulphides (Röhl I).

e. Colouring obtained by general microchemical reactions. E. g. FeCl₃ in alcohol differentiates Fe and Mn in oxides when reduced by H. (Matweieff I).

f. Colouring obtained by localized chemical action: E.g. forming of Sb₂S₃, AgS, CdS, HgS, by sulphides in a gelatin layer (Whiteley I, McCance I). A much more general method using a thin gelatin film (Benedicks¹) and Sederholm²) may be useful. The method of Whiteley was improved by Künkele; it gives also useful results on fractures (Rogers, Portevin).

g. A detailed synopsis of reagents and the general way of identifying various slags is given by Campbell and Comstock.

h. Certain physical properties, such as electric conductivity, brittleness may be useful, though yet scarcely applied.

Regarding S-prints a review of methods and a description of a modified method is given by van Royen and Ammerman.

3. Quantitative Analysis

a. Microscopic estimation, by counting the slag grains in a given surface, is unreliable and laborious; in spite of this, it is used to a considerable extent.

b. Gravimetric determination of the residue after the dissolution of the metal in Br, J acids, or by electrolysis (Weyl) gives the approximate content of oxides + silicates. These methods give too low results when using acids, or electrolysis, too high ones when using Br, J (Schneider: cp. Rüdüsüle). Br + KBr is preferable according to Wüst and Kirpach. According to Ammann, only the total SiO₂ and Al₂O₃ may be determined accurately.

A refined method, using colloid filtre in a closed vessel is due to Scherer and Oberhoffer; the MnO-content obtained is much higher than when using ordinary filter and washing in air. In Tu (W) steel the carbide, however, is difficult to dissolve completely.

c. The Br-method was further improved by Bardenheuer and Dickens. SiO₂ is obtained and determined gravimetrically.

¹) C. Benedicks, *Metallographic Researches*, New York 1926, p. 191.

²) C. Benedicks and P. Sederholm, *Arkiv f. Mat. Astr. & Fysik*, Bd. 19B, no. 1, 1925.

C. DIFFERENT FACTORS INFLUENCING THE APPEARANCE OF SLAG GRAINS AND THEIR DISTRIBUTION IN THE METAL

1. *Behaviour of slag grains in the melt before solidification*

The rate of rising of slag particles in a molten metal is determined by the Stoke's formula

$$U = \frac{2}{9\eta} r^2 g (d' - d),$$

where U = terminal rising velocity, r = equivalent radius, d = density of the particle; d' = density, η = viscosity of the liquid and g = acceleration. For a given liquid at a given temperature, the formula is reduced to

$$U = C_1 r^2 (C_2 - d),$$

where C_1, C_2 = constants.

Hence, the dominating factor is the radius of the particle: small particles rise extremely slowly, large ones (as exogenous ones) quickly. This necessitates a fundamental rôle to be played by the melting point of the slag: the lower this — under given circumstances — the easier will the particles be able to coagulate into larger ones rising quickly in the melt.

This explains the well-known action of Mn in promoting the elimination of slag as being simply due to its lowering the melting point of the silicates and thus causing large particles to be formed easily — this without assuming gratuitously any special coagulating influence exerted by Mn (Giolitti III). In a similar way, the experience that acid steel contains less slag than basic steel is at once explained (silicates, especially when rich in Mn, have lower melting points than the oxides).

Of course the density d of the slag influences also U ; Mn however but slightly modifies d . On the other hand, the density of the silicates (about 4) being sensibly less than that of the oxides (about 5), this will favour the slag elimination in acid steel.

η of course decreases with increasing temperature; this however does not exert so large an influence as could be expected on U , as at the same time solubility increases. (Determinations of η for pig iron: Thielmann und Wimmer.)

A preliminary method for determining experimentally U in Hg (containing HgO) has been elaborated by P. Sederholm (Metallographic Institute, Stockholm; unpublished).

2. *Appearance and Distribution of Slag Grains in Cast and Solidified Metal*

From the equilibrium diagrams much information may be obtained directly regarding the distribution of slag grains in a solidified metal, whereby the influence of gas evolution must be duly considered. Excellent experimental documentations are to be found in the *Report on Heterogeneity*, Dickenson, Wimmer II.

D. INFLUENCE OF SLAG GRAINS ON THE MATERIAL

1. *Introduction*

The presence of slag grains in a metal influences on the one side the process of crystallisation, and hence the physical properties; on the other side the properties are directly influenced. There is no other part of the slag problem which has received so much attention as this question, being of immediate practical importance.

2. *Influence of slag grains on the structure*

A. To consider is first the influence of slag particles on the grain size of a steel. Generally speaking, this influence consists of a retarding action of slag particles on the recrystallisation (a fact of great importance for the electric lamp filament industry). The good quality of Lancashire iron is due to the retarding influence exerted by the high content of slag fibres (Dillner). In ordinary steel the slag content is generally so low that this influence may be neglected ¹⁾.

In the annealing of steel castings, however — where the slow cooling may cause a considerable slag segregation — a sensible influence has been attributed to the slag (Oberhoffer I; Stead IV).

“Banded structure” (“Zeilenstruktur”)

B. a. Much more important is the influence of slag grains on the structure which appears in a worked (deformed) steel; this has received much attention. However, no generally accepted nomenclature, with clear definitions, nor any accepted theory exists. This necessitates first a short theoretical analysis to be made.

b. To consider is the influence of heterogeneities in general, comprising slag grains, locally high P-content, gas-filled blow-holes etc.

Two cases must be distinguished: The metal immediately surrounding the heterogeneity 1. does not differ sensibly from the bulk of the metal; 2. differs to a certain degree.

c. Considering now the flow which takes place in a metal when subjected to a plastic deformation, it is evident that quite a regular flow as demanded by hydrodynamics, could only occur in an absolutely homogeneous metal — which does not exist. As soon as the slightest difference in inner friction occurs locally, this necessarily influences the character of the flowing in detail: portions possessing a lower inner friction will flow easier than portions possessing a higher inner friction, and the result will be the appearance of more or less parallel alternating strokes (at right angle to the direction of the pressure), slightly differing in hardness and forming a banded structure. The metal may thereby be said to adopt itself so as to present the least resistance to deformation, which is obtained by a flowing together of adjacent softer portions, respectively of harder portions. This actually

¹⁾ A high oxygen-content in Fe seems to increase the grain size (Wimmer I.)

signifies that mechanical deformation of a slightly heterogeneous substance will cause a sort of segregation that conveniently may be designated as a „dynamic segregation”¹⁾.

d. This phenomenon may be said to be well established in petrography: on account of its heterogeneity, a *granite* which has been subjected to a high deforming pressure presents an extremely plain parallel or banded structure, and is then known as *gneiss*. Further, if the heterogeneity is especially well pronounced, say on account of large hard crystals such as granate, the banded structure is still more accentuated (“granate-gneiss”).

e. The same must necessarily apply to any low carbon steel below A_1 . The pearlite grains, considerably harder than the ferrite, represent portions of a higher inner friction: this must cause the ferrite to form more or less continuous strokes.

f. If the deformation be made at a temperature beyond A_3 , the distribution of carbon might be so regular as not to cause any banded structure. We here, however meet a first influence of slag particles: it is evident, that any heterogeneities, representing a higher, or a lower, inner friction will still tend towards the formation of a banded structure.

The essential hydrodynamical mechanism seems to be the following: the softer portions being extended most easily will flow to form a continuous mass or *band*, while the harder portions, not extending so easily, will form a series of parallelized “islands”.

Thus, the following proposition may be formulated: *heterogeneities (slag particles) whether implying a higher or a lower inner friction, will cause a certain banded structure to appear in any deformed metal*: E.g. As P lowers the inner friction of pure Fe at high temperature, P-rich portions will form continuous bands and the purer Fe form more isolated islands; slag grains implying a low inner friction will preferably occur in bands, those implying a high inner friction, as islands²⁾.

g. If, consequently, slag particles as such may cause a dynamic segregation or a banded structure, this effect will increase if the slag particles — as is frequently the case, say for FeO in low carbon steel — is surrounded by nearly carbon-free areas (Germ. „Hof”). Thus, even if the slag particles in themselves scarcely would cause any sensible banded structure, the ferrite areas around them will be able to do so.

Regarding the formation around slag particles of areas low in carbon, it is natural to suppose that they are due to the substance of the slag particle as a rule being dissolved slightly more near the particle than at some distance from it (the real equilibrium rarely being reached), thereby depressing the solubility of C in the vicinity of the particle. This explanation of the ferrite areas has been put forth by Mahin and collaborators, while the more directly oxidizing influence of FeO was emphasized by Giolitti and collaborators.

¹⁾ A similar designation is used in petrography, cp. P. Quensel, Bull. Geol. Inst. of Upsala 12, 9, 1914.

²⁾ At a low temperature the rôle of bands and islands may be reversed, since P then increases the inner friction.

The view has also been supported that a slag particle may act as a nucleus for the separation of ferrite from the austenite (Ziegler II, Oberhoffer II, Howe, Rosenhain II, Thompson). This view, however, does not explain the fact that the ferrite area around a slag particle is generally much larger than the average area of the ferrite grains; it must be concluded that the lower concentration of C near the particle is much more important than any nuclear action.

The action of P in causing a banded structure to appear has been put forth especially by Stead VI, Mahin, Hoffman and recently Whiteley V.

Summing up: A banded structure in worked low carbon steel — characterized by the occurrence of ferrite-bands — is the necessary result of a *dynamic segregation*, caused by the heterogeneities and taking place during the flow of the metal.

When worked below A_1 even the pearlite grains act as heterogeneities occasioning such a banded structure; at temperatures beyond A_3 , slag particles, or local concentrations of P, act as heterogeneities.

"Ghost Lines"

C. In the above analysis, the deformation was supposed to be pursued so far as to thoroughly working up the metal unto a uniform band-structure. Now, even if the deformation is not carried out to this extent, it is obvious that an elongation might be observed of the ferrite areas frequently surrounding the slag particles. This intermediate structure — of a more local character — seems to be what is generally designated as *ghost*, or *ghost lines*.

A great many descriptions of this intermediate phenomenon have been given by the authors already mentioned.

"Flakes"

D. In the two preceding cases, the heterogeneities were assumed to be, primarily, more or less uniformly distributed in the metal. The heterogeneities, however, may also be distributed in a much more irregular way, being concentrated to separated, larger units. These large heterogeneities may be of a highly variable origin. So they may arise already in the melt, say as a slight residue or skeleton from the surface layer of the scrap. (As a matter of fact, rusty scrap is known to give a steel of a lower quality, which fact may be due say to the chemically bound water of the rust being tenaciously retained).

Further, they may be connected to the segregation, especially in large ingots, and may occur in a very variable way, as:

- a. large portions of slag or segregations rich in P, or large blowholes;
- b. smaller portions (though easily visible in the microscope) of slag, P-segregates or blow-holes occurring in the crystal boundaries;
- c. films of slag or gas etc. invisible even in the microscope. Finally, the occurrence of shrinkage cavities may also be considered.

A metal containing such coarse heterogeneities, when deformed, will obviously be the seat of certain spots of weakness.

If the metal be exposed to a uniform, hydrostatic pressure, these are of no sensible influence. On the contrary, if the metal when deformed is subjected to differential pressure, giving shearing stresses — such as will be the case at a strong reduction in the rolling mill or at an uneven heating of the steel — these spots will sometimes cause pronounced shearing fissures to appear. This influence must be especially pronounced when the material in itself has a high tenacity (Cr, Ni-steels) or when too large reductions are used. These shearing fissures are in the Authors' opinion, and from a general point of view, what in special cases is known as „flakes”, „haircracks”, „hairlines” (Germ. „Flocken”).

An extensive literature has arisen regarding „flakes”, essentially concerning gun steel, or other Cr, Ni-steel, which has been well compiled by Hultgren (1925).

In most cases, slag inclusions or thin oxide films have been looked upon as being the primary cause (Giolitti I, Miller, Rawdon I, II, Styri I-IV, Sommer and Rapatz, Schleicher, Thum ¹⁾); thereby rusty scrap is sometimes referred to. In other cases no slag was observed, but instead heterogeneities due to a burning of the steel (Clayton, Foley and Laney); too high a casting temperature (Priestley, Matthews) etc. A rapid cooling was pointed out as dangerous by Hultgren; evidently this may give shearing stresses causing previously insensible fissures to extend.

Hence, the phenomenon which is designated as *flakes* is obviously of a multifarious character — for which no single fact may be made responsible; essentially, however, its general character seems to be that of *shearing fissures, appearing in spots of a macroscopic heterogeneity*.

3. Influence of slag-content on tensile strength and on corrosion respectively

A theoretical analysis has been made by Haig and also by Hansen.

Besides the papers by Rosenhain II and by Hibbard IV, numerous later observations regarding the detrimental effect of slag grains (especially in causing fatigue fractures) are given by Bernard and Portevin, Borland, Brearley, Fowler, Giolitti III, Kühnel, Lucas, Matweieff III, Priestley, Sherry, Sirovitch ²⁾).

An extensive report concerning the influence of S on steel has been published by the *Bureau of Standards*. A report regarding the general influence of O: Oberhoffer, Schiffler and Hessenbruch.

The general effect of P and S on steel has been studied by Rettew and Lanning. It has been held since long that the rust-resisting properties of welded iron is due to its slag content. Richardson came, however, recently to the conclusion that the slag offers no protection; instead, the purity of the iron was put forth as protecting. Now, it is evident that the presence of a FeO-phase, possessing a potential in itself much nobler than that of pure Fe, can offer no real protection: it should on the contrary generally induce an electro-chemical attack. Further, it is very probable that impurities such as P and S increase corrosion. The essential thing however in

¹⁾ Thum mentions slag only as a special case of heterogeneity.

²⁾ As pointed out by Spindel, the resistance against abrasion may be increased by slag content.

the Authors' opinion is not the purity of the iron but instead its content of dissolved FeO — which renders the potential considerably nobler, approaching that of FeO itself ¹).

E. COMPARISON BETWEEN THE AMOUNT OF INCLUSIONS IN DIFFERENT KINDS OF STEEL

It is natural to inquire how steel produced by various processes differs regarding the slag content.

From a certain point of view this matter has already been approached. It was pointed out (p 276) that a steel produced in a furnace with acid lining will contain less slag than with a basic lining.

Generally one may expect the slag content to be the higher, the more effective is the oxidation occurring in a given metallurgical process. So, in the basic thomas process much Fe is oxidized before P is eliminated. Hence, much FeO may be present in the melt. On the contrary, in the basic open-hearth process P to a great extent is eliminated before any sensible oxidation of Fe occurs (cp. Platon). Consequently, the FeO content of the bath may be considerably less here.

A still lower slag content is to be expected in the acid Bessemer process, when producing a steel of a high C-content, the oxidation of Fe being negligible (Mn being oxidized before Fe) in this case (cp. Desch).

In the electric induction furnace, and even still more in the crucible process, the chance of iron being oxidized is still more restricted, and hence, as is well known, the slag content is extremely small.

Other factors of course influence, but the above theoretical expectations are amply supported by experience. The results obtained in a great many investigations to a certain extent are unreliable — being in many cases obtained by means of determinations of oxygen content — an analysis extremely precarious in the presence of Mn and especially of Si.

An excellent summary was given by Hibbard (1912). Amongst later researches are to be mentioned: Pickard and Potter, von Keil, Priestley.

The elimination of sulphide through slag has been thoroughly treated by Sisco and Bogitch I.

F. POSSIBLE MEANS OF LOWERING THE AMOUNT OF INCLUSIONS

1. *Lowering of the oxygen content of the finished metal before final deoxidation*

This question to some extent has already been treated under heading E. A few items may be added however.

A rapid melting down at a high temperature is to be recommended. Finely divided scraps are to be avoided (cp. Herty, p. 574).

¹ Cp. C. Benedicks and R. Sunlberg, *Journal Iron & Steel Inst.* 1926: I, 177.

An interesting method of controlling the O-content of the molten steel in acid open hearth practice is that of adding a certain amount of CaO to the slag. By this method it is possible to approach towards the equilibrium without obtaining too siliceous and too viscous a slag. In this „dead-melted” condition the metal must be in a highly deoxidized state, and the necessary “killing” additions are said to be small (Yaneske; cp. Kilby).

2. *Choice of different kinds of deoxidizers*

A substance used as a deoxidizing addition to molten iron or steel must satisfy two conditions:

1. Its oxidation products must possess a low oxygen pressure;
2. they must be rejected from the melt as easily as possible; as already pointed out, the essential item in this direction is a low melting point.

Valuable researches in this direction have been made at the Bureau of Standards by Cain II, on different mixtures. The lowest melting point of the mixed oxide (1121° C) was obtained when using an alloy containing 13 % Al, 52 % Mn, 35 % Si.

Other researches have been carried out by Burgess and Woodward regarding additions of other elements, such as Ti, Zr, Ce etc. and also by Gillet and Mack.

A comprehensive investigation regarding the influence of the deoxidizers as generally used has been made by Boylston. Wilson has given a detailed exposition, differing however in some respects from that of Boylston.

A principal object of the practical interest seems to be Ti (Bertrand, Comstock VIII, Burgess and Quick, Dudley, Jansen, Petinot, Rossi, Schwerts, Slocum).

A deoxidizer may be useful in removing also S, N; in this direction Zr, and Ti, are interesting (Feild I, II).

An excellent summary of the phenomena occurring at the deoxidation was given by Desch (1925).

3. *Lowering of sulphur content, arising from combustion gases.*

Byrom, Whiteley IV, Herty, Nead have investigated the S-absorption in Fe from combustion gases. The absorption was found principally to occur from the entering gases; the presence of an O-surplus in the gas, as well as a high Si-content in the metal, counteract the absorption of S.

CONCLUDING WORDS

The above report constitutes a short summary of an extensive monography of the problem of the slag grains in iron and steel which was taken up by aid of a Scholarship presented by Sir Robert Hadfield, Bt., F. R. S., to the Metallografiska institutet of Stockholm, and which will be published later on.

DISCUSSION

Dr. J. BARTEL, Budapest:

I wish to make some remarks on the influence of slag grains on the *resistance to shock* of steel. I have had opportunity to research an old steamboiler, in a workshop where the boiler was for reparation I have remarked cracks and fractures between the rivets on the shell of the boiler, where the end plate is riveted. It was necessary to exchange the defective boiler shell. During the execution of this work it happened that from the boilerplate some pieces are broken off like glass. These

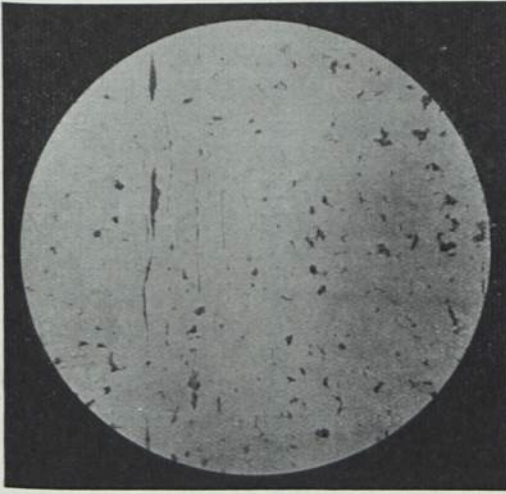


FIG. 1a

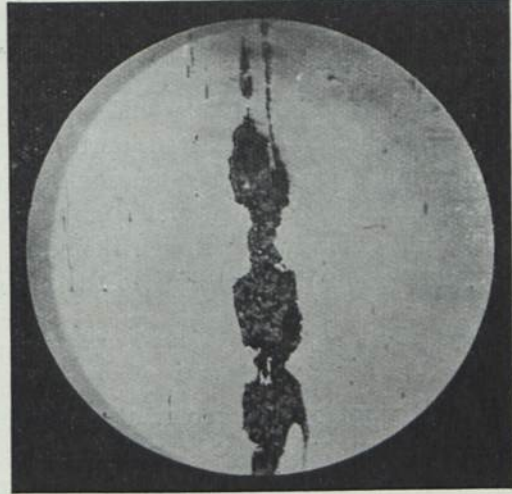


FIG. 2a

pieces we have investigated in our metallographic laboratory and we have found that the steel contains a great quantity of oxide slag. The microscopic photography shows, that the homogeneity of the structure is destroyed through the slagbands, occasioning the brittleness of the steel. The shock test on notched bars has given a resilience of only 1.1 mgk/cm², although the chemical analysis corresponds to the normal composition of mild steel, namely:

C	0.06	%
Mn	0.38	„
Si	0.01	„
P	0.014	„
S	0.045	„
Cu	0.23	„

This my experience gives a proof for the scientific views of Mr. Benedicks.

DR. ROSENHAIN, Teddington

found it impossible, to discuss such a paper as that of Prof. Benedicks, without having had the opportunity of studying it in detail. He could not agree with Dr. Benedicks' suggestion in regard to nomenclature; "Indigene" and "Exogene"¹⁾ were not English words; besides he thought it wiser to use two or three self-explanatory words rather than specially created "slang" words. "Sonim" he thought, had died long ago.

He was particularly interested in the equilibrium diagrams, shown by Dr. Benedicks, but doubted, whether they could be reasonably correctly drawn from existing data without an immense amount of work. He (Dr. R) had been concerned in the establishing of a part of the Fe-FeO diagram, and knew the immense amount of work required, and the experiments and difficulties to be overcome. The diagram, given by Dr. Benedicks, would probably have to be regarded as preliminary only.

He wished to draw attention to the need of adopting every possible means for the elimination of suspended non-metallic inclusions from liquid steel. It had recently been shown, that undesirable gases could be removed from molten metals by blowing other gases through them, and some corresponding mechanical method might be found, applicable to the present problem.

DR. ESSER, Aachen:

Ich benutze die interessanten Ausführungen von Herrn Prof. Benedicks, um dem Andenken meines hervorragenden, leider aber zu früh verstorbenen Lehrers, Herr Prof. Dr. Ing. P. Oberhoffer, Leiter d. Instituts f. Eisenhüttenkunde, Aachen, einige Worte hinsichtlich seiner Tätigkeit als Forscher zu widmen. Oberhoffer wurde auf Grund seiner bahnbrechenden Arbeiten auf dem Gebiete der Metallographie zu der heute so wichtigen Frage des Sauerstoffs im Eisen geführt. Er hatte noch kurz vor seinem Tode die Gelegenheit, in einigen Vorträgen in Leoben und Luxemburg (sieh St. und E. demnächst) seine Ziele zu umreißen. Er kommt zu der Erkenntnis, dass Laboratoriumsversuche, Betriebsversuche, und wissenschaftlich-theoretische Betrachtungen dazu führen müssen, die Sauerstofffrage die eng mit der Qualitätsfrage verbunden ist, zu lösen. Ich gestatte mir, an den Herrn Vortragenden die Frage zu stellen, welche Werte für die Löslichkeit des Sauerstoffs im festen Eisen zu Grunde gelegt wurden (Diagramm Fe-O); ferner die Frage, ob keine Untersuchungen über diskontinuierliche Änderungen der Löslichkeit an den Umwandlungspunkten angestellt wurden. Ausserdem möchte ich fragen, ob die Untersuchungen von Schenck & Hinnster bei der Aufstellung des Diagramms Fe-O ebenfalls benutzt wurden, und wie die durch Abbau gefundenen höheren Werte für die O-Löslichkeit im festen Zustand mit den bisherigen Untersuchungen, die bedeutend niedrigere Werte liefern, in Einklang gebracht werden?

¹⁾ By oversight, these expressions were used in the lecture, instead of the correct English words indigenious and exogenous C. B. & H. L.

Sir HENRY FOWLER, Derby

stated, that records, extending over about 25 years, had shown that the life of locomotive crank-axles was proportional to the elongation of one of the test bars. This bar was taken across the web of the crank-axle close to the journal. He had published particulars of these results in the proceedings of the Institution of Locomotive Engineers (England). This elongation was very dependent on the freedom of the metal from slag enclosure, and he thanked Dr. Benedicks very warmly for his paper.

Reply of Dr. BENEDICKS

(according to the written communication from the Authors)

In the case reported by Mr. Bartel, the Si also and the C-content was very low. Hence a considerable oxide content must occur, but no silicates. On account of the high melting point of the former in the presence of Mn (Fig. 5) a higher slag content may be expected than in the presence of SiO_2 .

The Authors participated in the opinion of Dr. Rosenhain, viz. that the expression *sonim* is by no means a necessary one. They only wished to say that in the case of it being used, the expression *sonex* should also be used.

As pointed out by Dr. Rosenhain, an immense amount of work is necessary before the equilibrium diagrams concerned may be accurately worked out. Precisely on account of this, the elaboration of preliminary diagrams was well justified. Those given — being theoretically correct as such — might easily be proved or disproved, or modified, by subsequent experimental work.

Regarding the question of Dr. Esser: The solubility of oxygen in solid iron was indicated as 0.05% or 0.035%.

The Authors did not admit any considerable discontinuous variation of the O-solubility at the transformation points — Tritton and Hanson could find no such changes; those indicated by Schönert were considered as paradoxical.

As pointed out by the Authors in a later paper ¹⁾, several different sources of error might influence the result, showing a paradoxically high oxygen content in Fe or in FeO, viz. possible influence of the material in the vessel used, and of the C-content of the gas, and so forth.

The result alluded to by Sir Henry Fowler was a very interesting one, and had later on been introduced into the bibliography.

¹⁾ C. Benedicks und H. Löfquist, Ueber das System Eisen-Sauerstoff, Zeitschr. des Vereines deutscher Ingenieure 71, 1576, 1927.

LITERATURE

- E. T. ALLEN, J. L. CRENSHAW and J. JOHNSTON, *Amer. Journal Science* (4) 33, 169, 1912;
Zeitschr. f. anorg. Chemie 76, 201, 1912.
- E. AMMANN, *Diss.*, Aachen, 1927.
- A. S. S. T.-Handbook, June 1924.
- J. O. ARNOLD, I. *The Metallographist* 3, 267, 1900.
 — II. *The Metallographist* 5, 228, 1902.
- and G. B. WATERHOUSE, *Journal Iron & Steel Institute* 1903: I, p. 136.
- and A. MC. WILLIAM, *Journal Iron & Steel Institute* 1905: II, p. 27.
- and G. F. BOLSOVER, I *Iron Trade Review* 57, 737, 1915.
 — and — II. *Journal Iron & Steel Institute* 1915: I, p. 271.
- P. BARDENHEUER and P. DICKENS, *Mitt. K. Wilh. Inst. Eisenforschung* 9, 195, 1927.
- F. M. BECKET, *Iron Age* 111, 1321, 1923; *Stahl & Eisen* 43, 990, 1923; *Iron Coal Trades Review* 106, 780, 1923; *Rev. Métallurgie* 21, 29, 1924.
- V. BERNARD and A. PORTEVIN. *Rev. Métallurgie* 12, 155, 1915; *Stahl & Eisen* 35, 1014, 1915.
- F. BERTRAND, *Revue Univer. des Mines* (6) 5, 139, 1920; *Rev. Métallurgie* 18, 362, 1921.
- B. BOGITCH, I *Transactions Faraday Society*, 20, 139, 1924.
 — II. *Comptes rendus* 182, 217, 1926.
- W. P. BORLAND. *Rev. Métallurgie* 22, 201, 1925.
- H. M. BOYLSTON. *Journal Iron & Steel Institute*, *Carnegie Memoires* 7, 102, 1916. *Iron Age* 99, 594, 1927; *Giesser. Zeitung* 1917, p. 375.
- H. BREARLEY, *Journal Iron & Steel Institute* 1921: I, p. 27.
Bureau of Standards. *Proceedings Amer. Society Testing Materials* 24, 185, 1924.
- G. K. BURGESS and R. W. WOODWARD. *Techn. paper Bureau of Standards no. 207*; *Journal Iron & Steel Institute* 1922: I, p. 621.
 — and G. W. QUICK. *Techn. paper Bureau of Standards no. 241*, 1923; *Stahl & Eisen* 44, 536 & 1252, 1924.
- C. O. BURGESS and J. R. VILELLA, *Transactions Amer. Society Steel Treating* 7, 486, 1925;
Stahl & Eisen 45, 1011, 1925; 46, 111, 1926.
- T. H. BYROM, *Journal Iron & Steel Institute* 1915: II, p. 106.
- J. R. CAIN. I *Chemical Metallurgical Engineering* 22, 879, 1920; *Stahl & Eisen* 41, 131, 1921.
 — II. *Techn. paper Bureau Standards no. 261*, 1924; *Rev. Métallurgie* 22, 383, 1925;
Stahl & Eisen 45, 594, 1925.
- W. CAMPBELL and G. F. COMSTOCK, *Metal Industry* 23, 515, 1923. *A. S. S. T. Handbook*, T 21.
- C. Y. CLAYTON, F. B. FOLEY and F. B. LANEY. *Transactions Amer. Inst. Mining & Metallurgical Engineers*, 62, 211, 1920.
- G. F. COMSTOCK, I. *Metallurgical Chemical Engineering* 12, 577, 1914.
 — II. *Metallurgical Chemical Engineering* 13, 891, 1915.
 — III. *Bulletin Amer. Institute Mining Engineers*. 1916, p. 2103.
 — IV. *Iron Age* 1916, p. 1336;
 — V. *Iron Trade Review* 1916, p. 1195.
 — VI. *Iron Trade Review* 1916, p. 941.
 — VII. *Chemical Metallurgical Engineering* 22, 1081, 1920.
 — VIII. *Chemical Metallurgical Engineering* 26, 165, 1922.
 — IX, *Iron Age* 115, 1185, 1925.
- C. H. DESCH, *Journal West Scotland Iron & Steel Institute* 32, 40, 1925.
- J. H. S. DICKENSON, *Journal Iron & Steel Institute* 1926: I, p. 177.
- G. DILLNER, *Järnkontorets Annaler* 61, 248, 1906; *Journal Iron & Steel Institute* 1906: IV, p. 889.
- F. DOERINCKEL. *Metallurgie* 8, 201, 1911.

- P. H. DUDLEY, *Journal Industrial Engineering Chemistry* 2, 299, 1910.
- E. W. EHN, *Journal Iron & Steel Institute* 1922: I, p. 157; *Iron Coal Trades Review* 1922, p. 662.
- A. L. FEILD, I. *Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers* 69, 848, 1923; *Iron Age* 112, 607, 1923; *Stahl & Eisen* 43, 1261 & 1387, 1923; 44, 181, 1924.
- II. *Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers* 70, 201, 1924.
- F. FISCHER, *Stahl & Eisen* 32, 1563, 1912.
- H. FOWLER, *The Institution of Locomotive Engineers*, Paper No. 177. London 1924.
- O. FORSMAN, *Järnkontorets Annaler* 102, 31, 1918.
- A. FRY, *Stahl & Eisen* 43, 1039, 1923.
- GIANI, *Diplom Arbeit Aachen* 1922 (See P. Oberhoffer, „Das technische Eisen“ 2. Aufl. Berlin 1925, p. 98).
- H. W. GILLET and G. L. MACK, *Amer. Electrochemical Society* 43, 231, 1923; *Stahl & Eisen* 43, 1284, 1923.
- F. GIOLITTI and S. ZUBLENA, *Annales Chim. Applicata* (1) 2, 218, 1914; *Stahl & Eisen* 35, 1279, 1915; *Internationale Zeitschr. f. Metallographie* 7, 35, 1914.
- and G. TAVANTI, *Annales Chim. Applicata* (1) 2, 360, 1914; *Internationale Zeitschr. f. Metallographie* 7, 113, 1915.
- I. *Chemical Metallurgical Engineering* 20, 271, 1919.
- II. *Chemical Metallurgical Engineering* 23, 149, 1920.
- III. *Journal Iron & Steel Institute* 1923: II p. 35.
- P. GOERENS and W. DOBBELSTEIN, *Metallurgie* 5, 561, 1908.
- P. GOERENS, *Metallurgie* 6, 537, 1909.
- B. P. HAIG, *Transactions Faraday Society* 20, 153, 1924.
- H. HANSEN, *Teknisk Ukeblad* 1919, p. 238.
- J. L. HAUGHTON, *Advance Copy Journal Iron & Steel Institute* May 1927.
- R. A. HAYWARD, *Chemical Metallurgical Engineering* 21, 116, 1919.
- W. HEIKE, *Stahl & Eisen* 33, 765 & 811, 1913.
- C. H. HERTY, *Transactions Amer. Society Steel Treating* 11, 569, 1927.
- H. D. HIBBARD, I. *Bulletin Amer. Institute Mining Engineers* 325, 1911.
- II. *Transactions Amer. Institute Mining Engineers*, 52, 325, 1911; *Stahl & Eisen* 31, 1059, 1911; *Metallurgie* 8, 746, 1911.
- III. *Transactions Amer. Institute Mining Engineers* 41, 803, 1911; *Journal Society Chemical Industry* 30, 898, 1911; *Stahl & Eisen* 31, 1059, 1911; 33, 334, 1913.
- IV. *Mitteilungen Internat. Verband Materialprüfungen d. Technik VI. Kongress*, Bd. 2, Nr. 13, 1912.
- V. *Rev. Métallurgie* 9, 1103, 1912.
- VI. *Iron Age* 1919, p. 1427; *Stahl & Eisen* 40, 165, 1920; *Year Book Amer. Iron & Steel Institute* 1919, p. 93; *Journal Iron & Steel Institute* 1919: II, p. 522.
- C. HINTZE, *Handbuch der Mineralogie*, Leipzig 1904.
- N. B. HOFFMAN, *Transactions Amer. Society Steel Treating* 2, 516, 1921/22; *Stahl & Eisen* 43, 1177, 1923.
- J. C. HOSTETTER and R. B. SOSMAN, *Journal Amer. Chemical Society* 38, 1188, 1916.
- H. M. HOWE, *Proceedings American Society for Testing Materials* 11, 262, 1911.
- H. G. HOWORTH, *Journal Iron & Steel Institute* 1905: II, p. 301.
- A. HULTGREN, *Journal Iron & Steel Institute* 1925: I, p. 113; *Engineering* 120, 649, 1925; *Stahl & Eisen* 45, 1323, 1925.
- INTERNATIONAL CRITICAL TABLES. 1st Ed. I & II. New York and London 1926 & 1927.
- W. A. JANSEN, *Foundry* 1917, p. 14.
- O. VON KEIL, *Stahl & Eisen* 41, 605, 1921.
- and A. DAMMANN, *Stahl & Eisen* 45, 890, 1925.

- KEUTMANN. Diplom Arbeit Aachen 1922 (See P. Oberhoffer, „Das technische Eisen“ 2. Aufl. Berlin 1925, p. 99).
- J. N. KILBY. I. Journal Iron & Steel Institute 1916: II, p. 193; 1917: I, p. 69. Iron Trade Review 61, 187, 1917.
- II. Journal Iron & Steel Institute 1918: I, p. 365.
- R. KÜHNEL. Stahl & Eisen 38, 1173, 1918.
- M. KÜNKELE, Berichte der Fachausschüsse des Vereins deutscher Eisenhüttenleute. Bericht Werkstoffausschuss Nr. 75, 1925.
- LANDOLT-BÖRNSTEIN, Physikalisch-chemische Tabellen. 5. Aufl. Berlin 1923.
- E. F. LAW. Journal Iron & Steel Institute 1907: II, p. 94.
- H. LE CHATELIER. Rev. Métallurgie 9, 509, 1912.
- and M. ZIEGLER. The Metallurgist 6, 19, 1903.
- and B. BOGITCH. I. Comptes rendus 167, 472, 1918; Journal Iron & Steel Institute 1919: I, p. 690.
- and B. BOGITCH. II. Rev. Métallurgie 16, 129, 1919.
- A. LEDEBUR, Stahl & Eisen 15, 376, 1895.
- D. M. LEVY. I. Journal Iron & Steel Institute 1908: II, p. 33.
- D. M. LEVY. II. Journal Iron & Steel Institute Carnegie Memoires 3, 260, 1911.
- T. LIESCHING. Metallurgie 7, 565, 1910.
- R. LOEBE and E. BECKER. Zeitschr. f. anorg. Chemie 77, 301, 1912.
- F. F. LUCAS. Transactions Amer. Society Steel Treating 11, 531, 1927.
- A. MC. CANCE. I. Journal West Scotland Iron & Steel Institute 24, 55, 1916/17. Journal Iron & Steel Institute 1918: I, p. 239. Iron Coal Trades Review 1918, p. 499.
- II. Chemical Metallurgical Engineering 22, 634, 1920; Transactions Faraday Society 21, 176, 1925; Iron Coal Trades Review 110, 1002 & 1038, 1925.
- E. G. MAHIN. Journal Industrial Engineering Chemistry 1919, p. 739; Stahl & Eisen 41, 450, 1921.
- and E. H. HARTWIG, Journal Industrial Engineering Chemistry 1920, p. 1090; Stahl & Eisen 40, 1743, 1920; 41, 1661, 1921.
- and R. E. BREWER. Journal Industrial Engineering Chemistry 1920, p. 1095. Stahl & Eisen 40, 1742, 1920; 41, 1079, 1921.
- and H. W. BOTTS, Chemical Metallurgical Engineering 27, 980, 1922.
- and G. B. WILSON, Journal Industrial Engineering Chemistry 15, 829, 1923.
- G. MARS, Stahl & Eisen 32, 1557, 1912; Rev. Métallurgie 10, 299, 1913; Iron Age 91, 240, 1913.
- J. A. MATHEWS. Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers 62, 266, 1920.
- A. MATSUBARA. Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers 67, 3, 1922.
- M. MATWEIEFF. I. Rev. Métallurgie 7, 447, 1910.
- II. Rev. Métallurgie 7, 848, 1910; Metallurgie 8, 337, 1911.
- III. Rev. Métallurgie 17, 736, 1920; Journal Iron & Steel Institute 1921: I, p. 429.
- S. W. MILLER. Chemical Metallurgical Engineering 21, 729, 1919.
- H. MONDEN. Stahl & Eisen 43, 745, & 782, 1923.
- J. H. NEAD. Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers 70, 176, 1924.
- P. OBERHOFFER. I Stahl & Eisen 32, 889, 1912.
- II. Zeitschr. f. anorg. Chemie 81, 156, 1913.
- III. Stahl & Eisen 45, 1341, 1925.
- and P. HARTMANN, Stahl & Eisen 34, 1245, 1914.
- and H. MEYER. Stahl & Eisen 34, 1241, 1914.
- and K. D'HUART. Stahl & Eisen 39, 165 & 196, 1919.
- and O. VON KEIL. Stahl & Eisen 41, 1449, 1921.
- , H. I. SCHIFFLER, and W. HESSENBRUCH. Archiv für das Eisenhüttenwesen (Ver. D. Eisenhüttenleute, Düsseldorf) 1.57, 1927; Stahl & Eisen 47, 1540, 1927.

- F. OSMOND and WERTH. *Théorie cellulaire des propriétés de l'acier*. Paris 1875.
- F. PACHER. I. *Stahl & Eisen* 32, 1647, 1912; *Rev. Métallurgie* 10, 297, 1913.
— II. *Stahl & Eisen* 42, 485, 1922.
- B. PETINOT. *Metallurgical Chemical Engineering* 11, 231, 1913.
- J. A. PICKARD and F. M. POTTER. *Iron Age* 94, 1173, 1914.
- M. PLATON. *Rev. Métallurgie* 21, 628, 1924.
- A. PORTEVIN. *Rev. Métallurgie* 16, 340, 1919; *Journal Iron & Steel Institute* 1919: II, p. 203.
- W. PRIESTLEY. *Iron Age* 109, 1658, 1921; *Stahl & Eisen* 43, 246, 1923; *Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers* 67, 317, 1922; *Blast Furnace* 1922, p. 96.
- H. S. RAWDON. I. *Transactions Amer. Institute Mining Metallurgical Engineers* 62, 246, 1920; *Iron Age* 104, p. 225, 1919; *Rev. Métallurgie* 17, 221, 1920.
— II. *Chemical Metallurgical Engineering* 22, 505, 1920.
- Report on the Heterogeneity of Steel Ingots*. *Journal Iron & Steel Institute* 1926: I, p. 39.
- E. W. RETTEW and L. A. LANNING. *Transactions Amer. Society Steel Treating* 1, 247, 1920/21.
- L. T. RICHARDSON. *Transaction Amer. Electrochemical Society* 37, 529, 1920.
- F. ROGERS. *Journal Iron & Steel Institute* 1912: I, p. 379.
- W. ROSENHAIN. I. *Mitteilungen Internat. Verband Materialprüf. d. Technik*, V. Kongress Kopenhagen, No. 10, 1909.
— II. *Mitteilungen Internat. Verband Materialprüf. d. Technik*, VI. Kongress. New York. Bd. II, Nr. 10, 1912.
— F. S. TRITTON, D. HANSON and T. E. ROONEY, *Journal Iron & Steel Institute* 1924: II, p. 85.
- A. J. ROSSI. *Rev. Métallurgie* 22, 121, 1925.
- H. J. VAN ROYEN and E. AMMERMAN. *Stahl & Eisen* 47, 631, 1927.
- A. RÜDISÜLE. *Die Untersuchungsmethoden des Eisens und Stahles*. Bern 1910, p. 356.
- G. RÖHL. I. *Iron & Steel Institute. Carnegie Memoires* 4, 28, 1912.
— II. *Theses*, Dresden 1914.
- A. SAUVEUR. *Metallurgical Chemical Engineering* 15, 149, 1916; *Iron Trade Review* 59, 179, 1916; *Iron Age* 1916, p. 180; *Stahl & Eisen* 36, 1168, 1916.
- R. SCHERER and P. OBERHOFFER. *Stahl & Eisen* 45, 1555, 1925.
- A. SCHLEICHER. *Stahl & Eisen* 43, 1449, 1923.
- L. SCHNEIDER. *Oesterr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen* 48, 257 & 275, 1900.
- H. SCHNEIDERHÖHN. *Anleitung zur mikroskopischen Bestimmung und Untersuchung von Erzen und Aufbereitungsprodukten, besonders im auffallenden Licht*. Berlin 1922.
- F. SCHWERS. *Rev. Métallurgie* 16, 340, 1919; *Bulletin Imperial Institute* 15, 82, 1917.
- E. SCHÜTZ. *Metallurgie* 4, 659, 1907.
- K. SCHÖNERT. *Zeitschr. f. anorg. Chemie* 154, 220, 1926.
- R. H. SHERRY. *Chemical Metallurgical Engineering* 28, 199, 1923.
- G. SIROVITCH. *Annales Chimica Applicata* 8, 122, 1917; *Rev. Métallurgie* 16, 185, 1919.
- F. T. SISCO. *Chemical Metallurgical Engineering* 26, 17, 1922.
- C. V. SLOCUM. *Electrochemical Metallurgical Industry* 7, 128, 1909; *Transaction Foundrymen's Association* 1911, p. 71.
- F. SOMMER and R. RAPATZ. *Stahl & Eisen* 42, 1708, 1922.
- R. B. SOSMAN. *Journal Washington Academy Science* 7, 55, 1917.
— and J. C. HOSTETTER, *Journal Amer. Chemical Society* 38, 807, 1916.
- M. SPINDEL, *Report Int. Congr. for Testing Materials* 1927.
- L. W. SPRING. *American Foundrymen's Association; Stahl & Eisen* 43, 310, 1923; *Foundry* 1922, p. 542.
- J. E. STEAD. I. *Journal Iron & Steel Institute* 1892: II, p. 223; 1893: I, p. 48.
— II. *Journal Iron & Steel Institute* 1900: II, p. 60.
— III. *The Iron and Steel Magazine* 9, 322, 1905.

- IV. The Iron and Steel Magazine 9, 105, 1905.
- V. Journal Iron & Steel Institute 1915: I, p. 140; 1918: I, p. 389.
- VI. Journal Iron & Steel Institute 1918: I, p. 287.
- VII. Journal Iron & Steel Institute 1921: I, p. 271. Engineering 125, 422, 1918, Iron Coal Trades Review 1918, p. 558.
- VIII. Journal Iron & Steel Institute 1918: I, p. 157.
- G. STEINBERG. Zeitschr. f. anorg. Chemie 55, 159, 1907.
- S. STEINBERG. Rev. de la Société russe de Metall. 1, 514, 1913; Rev. Métallurgie 11, 313, 1914.
- H. STYRI. I. Chemical Metallurgical Engineering 20, 342, 1919.
- II. Chemical Metallurgical Engineering 20, 478, 1919.
- III. Chemical Metallurgical Engineering 20, 557, 1919.
- IV. Chemical Metallurgical Engineering 24, 468, 1921.
- V. Journal Iron & Steel Institute 1923: II, p. 189; Stahl & Eisen 44, 375, 1924.
- G. TAMMANN and H. BOHNER, Zeitschr. f. anorg. Chemie 135, 161, 1924; Stahl & Eisen 44, 927, 1924.
- H. THIELMANN and A. WIMMER. Stahl & Eisen 47, 389, 1927.
- F. C. THOMPSON, Journal Iron & Steel Institute 1917: I, p. 155.
- E. E. THUM. Chemical Metallurgical Engineering 21, 145, 1919.
- W. TREITSCHKE and G. TAMMANN. Zeitschr. f. anorg. Chemie 49, 320, 1906.
- F. S. TRITTON and D. HANSON. Journal Iron & Steel Institute 1924: II, p. 90.
- WEYL, Pogg. Ann. 114, 507, 1861; 126, 617, 1865; Polyt. J. 163, 120, 1862; 179, 297, 1866; Z. Ann. Chem. 4, 157, 1865.
- J. H. WHITELEY. I. Journal West Scotland Iron & Steel Institute 1917, p. 79.
- II. Journal Iron & Steel Institute 1920: II, p. 143.
- III. Journal Iron & Steel Institute 1921: I, p. 277.
- IV. Iron and Coal Trades Review 108, 216, 1924.
- V. Journal Iron & Steel Institute 1926: I, p. 213.
- and A. F. HALLIMOND. I. Journal Iron & Steel Institute 1919: I, p. 199.
- and — II. Journal Iron & Steel Institute 1919: II, p. 175.
- A. B. WILSON, Chemical Metallurgical Engineering 23, 1161, 1920.
- A. WIMMER. I. Stahl & Eisen 45, 73, 1925.
- II. Stahl & Eisen 47, 781, 1927.
- A. WOLOSOW. Annales de l'Inst. polytechnique St. Pétersbourg 15, 5, 1911.
- I. H. I. VOGT. I. Bihang Sv. Vetenskapsakademiens Handlingar Bd. 9, no. 1, 1884.
- II. Die Sulfid: Silikat Schmelzlösungen. Kristiania 1919.
- R. W. G. WYCKOFF and E. D. CRITTENDEN. Journal Amer. Chemical Society 47, 2876, 1925.
- F. WÜST. Metallurgie 5, 73, 1908.
- and A. SCHÜLLER. Stahl & Eisen 23, 1128, 1903.
- and L. LAVAL. Metallurgie 5, 431, 471, 1908.
- and N. KIRPACH. Mitt. K. Wilh. Inst. f. Eisenforschung: I, 31, 1920.
- B. YANESKE. Journal Iron & Steel Institute 1919: I, p. 255.
- S. ZEMCZUZYNY and N. EFREKOW. Zeitschr. f. anorg. Chemie 57, 241, 1908.
- M. ZIEGLER. I. Rev. Métallurgie 6, 459, 1909.
- II. Rev. Métallurgie 8, 655, 1911.

INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE ET DU TRAITEMENT MÉCANIQUE SUR LA RÉSISTANCE DE L'ACIER AUX EFFORTS RÉPÉTÉS

par

H. RABOZÉE

Professeur, Directeur du laboratoire d'essai des matériaux de l'Ecole Militaire, Bruxelles.

Chacune des caractéristiques mécaniques que l'on détermine dans les essais de laboratoire traduit une propriété spéciale du corps que l'on étudie. Les principales sont :

<i>Les limites d'élasticité</i> (proportionnelle, théorique, apparente),	L_{pr}, L_{th}, L_{ap}
<i>Le coefficient d'élasticité</i>	E
<i>La charge de rupture à la traction</i> (ou en compression)	Z
<i>L'allongement à la rupture</i>	$i\%$
<i>La dureté</i> , par exemple par le chiffre de Brinell	Δ
<i>La résilience</i>	ρ
<i>La résistance aux efforts répétés</i> , alternatifs ou non, que l'on cherche à définir par la limite d'endurance.	

Le but est de fixer numériquement celles de ces caractéristiques qui figurent dans les formules servant à calculer les dimensions des pièces en vue de leur donner, à l'emploi, la sécurité voulue. Pour bien des raisons, le problème est parfois très compliqué, et l'objectif n'est pas complètement atteint. Mais en pareil cas, les recherches expérimentales devront être regardées comme très utiles si elles fournissent le moyen de classer les matériaux en présence, en vue de leur faculté de résister aux causes de destruction spéciales à chaque usage.

A ce point de vue, la résistance aux efforts répétés est d'importance primordiale pour bien des organes des machines modernes. Mais c'est aussi la propriété la plus difficile à étudier en raison des nombreuses contingences à envisager. Les sollicitations peuvent être répétées avec chocs ou sans action dynamique.

Dans tous les cas les essais sont longs et coûteux.

Entre les divers aciers, par exemple, le choix est loin d'être indifférent. Et pour un acier donné, les deux facteurs qui font varier la résistance à la fatigue sont, indépendamment des bonnes conditions de forme, le traitement thermique et le traitement mécanique

Il arrive malheureusement que, dans les zones les plus intéressantes de leur action, ces deux facteurs, lorsqu'ils agissent dans le sens de l'amélioration de la résistance à la fatigue, altèrent d'autres propriétés du métal, notamment la résilience. Il est donc très intéressant de pouvoir supputer le gain que l'on escompte d'une part, en compensation de la perte consentie d'autre part.

Cette estimation ne pouvant s'appuyer que sur des statistiques dont l'élaboration est laborieuse, il nous a paru utile d'apporter ici les résultats de deux séries d'essais que nous avons entrepris à ce sujet en collaboration avec la Fabrique Nationale d'Armes de Guerre S. A. à Herstal (F.N.).

Les traitements thermiques et les traitements mécaniques, les essais de traction, de résilience et de dureté ont été effectués par la F.N. Nous nous sommes chargés des essais répétés.

Notre outillage nous permettait de faire l'essai à l'aide de machines Amsler à flexions rotatives, au mouton quadruple (chocs répétés) du même constructeur, ou à l'appareil de Cambridge.

Sans doute, les résultats donnés par ces trois appareils ne conduisent pas à des conclusions rigoureusement identiques: le premier ne fait pas intervenir d'actions dynamiques proprement dites; dans le troisième l'éprouvette généralement employée est entaillée.

Quelques recherches préalables nous ont toutefois indiqué que ces trois machines classent les aciers sensiblement dans le même ordre.

Eu égard au grand nombre d'éprouvettes qu'il fallait rompre, nous avons choisi le mouton quadruple. Son éprouvette cylindrique a 12 mm de diamètre et 170 mm de portée entre appuis.

Nous l'avons mis en action avec une paire de marteaux de 20 kilogr. centimètres, une paire de 16 et généralement deux paires de 12 kg centimètres. Quelques séries d'essais ont été faites également au mouton de Cambridge, sous deux hauteurs de chute:

$$h = 3 \text{ cm et } h = 1,5 \text{ cm.}$$

Influence du traitement thermique. — Trois types d'acier:

- I. — C = 0,29; Mn = 1,25; Si = 0,28; P = 0,04; S = 0,04.
 II. — C = 0,25; Mn = 0,90; Si = 0,17; P = 0,03; S = 0,038.
 III. — C = 0,25; Mn = 0,70; Si = 0,19; Cr = 1,02; P = 0,025; S = 0,02.

Pour chacun deux, six états:

- A. — Brut de laminage.
 B. — Recuit à 900° (normalisé).
 C. — Chauffé à 1300° (2h), refroidi lentement jusqu'à 600°, puis à l'air.
 D. — Chauffé à 700° pendant 8h, refroidi à 550° en 2h; puis à l'air.
 E. — Trempé à l'eau à 800°, revenu à 550°.
 F. — Trempé à l'eau à 800°, revenu à 650°.

Les résultats des essais sont consignés dans les tableaux I, II, III. Les sym-

boles Z, L, i, Δ, ρ ont les significations indiquées précédemment. La résilience ρ est déterminée sur éprouvette 55 × 10 × 10, entaille Mesnager (2 mm), mouton Charpy.

Les cinq dernières colonnes donnent le nombre de chocs amenant la rupture pour les différents marteaux.

	Z k/mm ²	L k/mm ²	1 %	Δ	ρ	Mouton Amsler			Mouton Cambridge		
						20	16	12	h = 3 cm	h = 1,5cm	
Tableau I	A	63,0	38,9	22,8	214	8,3	58620	97006	209365	7072	37896
	B	63,2	36,9	20,7	210	6,8	46332	66042	187993	5857	24964
	C	64,2	32,5	17,8	204	1,0	38284	54768	139883	4796	25358
	D	59,3	36,3	18,3	203	7,4	47792	67936	142982	5382	25767
	E	92,5	83,7	13,7	272	11,1	121894	152962	668432	20526	71195
	F	78,5	64,7	17,2	236	—	56272	85510	271006	14028	52624
Tableau II	A	53,5	30,0	20,0	200	{ 7,1 16,5	35594	52492	174088	4332	17546
	B	55,2	31,3	26,7	204	9,4	37238	45810	150424	3945	16398
	C	51,0	22,3	27,9	107	7,7	27238	39662	132570	3610	14506
	D	52,3	32,6	26,8	140	8,3	37554	59416	111376	3590	16088
	E	83,0	66,7	13,0	260	16,5	91256	152278	763478	13621	61255
	F	70,5	53,7	15,7	224	22,0	56568	103042	295718	8728	49424
Tableau III	A	63,1	42,0	18,8	185	{ 24,5 9,5	42308	87394	220044	7386	34926
	B	64,4	39,5	22,6	221	15,4	47024	56938	196305	6178	16999
	C	66,7	34,0	14,2	211	1,5	34826	49284	200992	5575	27442
	D	52,1	31,3	23,5	175	21,6	33778	43952	125982	3102	16472
	E	104,0	93,0	11,6	279	21,2	138332	203800		19024	66398
	F	81,2	70,5	15,2	228	27,3	74414	122388	471576	9672	71978

Les résultats qui précèdent ont été publiés déjà dans le Tome III (p. 110) des Rapports du IIIe Congrès international de la Navigation aérienne (Bruxelles-1925).

La fig. 1 traduit en diagrammes les résistances aux efforts répétés pour l'acier au chrome. Dans l'état E, l'éprouvette n'a pas pu être rompue au marteau de 12 kg centimètres; il eût fallu un trop grand nombre de chocs et un temps trop long.

Influence du traitement mécanique. Les essais ont porté sur trois aciers analogues aux précédents, savoir:

- I. — C = 0,28; Mn = 1,56; Si = 0,16; P = 0,03; S = 0,03.
- II. — C = 0,26; Mn = 0,75; Si = 0,18; P = 0,02; S = 0,02.
- III. — C = 0,25; Mn = 0,95; Si = 0,16; Cr = 1,02; P = 0,04; S = 0,03.

Chacun d'eux a été étudié sous deux états:

R *Etat recuit* à 900° pour faire disparaître toute trace d'érouissage;

S *Etat écroui* par étirage à froid à travers 10 filières successives et sans recuit intermédiaire, de façon à réduire la section primitive S à une valeur s telle que

$$\frac{S-s}{s} \times 100 = 50 \text{ environ.}$$

Les caractéristiques en traction, dureté et résilience, ainsi que les nombres de flexions par chocs au mouton quadruple sont donnés dans les tableaux qui suivent:

	Z	L.pr.	Lap	1 %	Δ	ρ	Mouton Amsler		
							20	16	12
I R	62,0	26,6 à 34,7	48,0	22,1	165	8,0 à 18,0	—	57548	154920
	S 84,0	32,5 à 40,6	72,0	4,0	226	3,6 à 8,6	—	115830	268510
II R	53,5	24,0 à 37,4	33,9	24,1	144	8,0 à 15,0	25320	41746	108190
	S 87,6	48,0 à 52,0	85,0	2,5	239	1,6 à 5,0	62266	103716	338786
III R	62,1	38,0 à 40,0	37,6	21,0	173	5,0 à 13,0	47208	65210	147534
	S 83,0	17,3 à 33,3	77,2	6,0	223	4,8 à 7,1	69546	102822	261080

Une éprouvette I R et une éprouvette I S ont subi respectivement, au marteau de 8 kg centimètres, 1434600 et 1500000 flexions, sans se rompre.

La fig. 2 donne les diagrammes relatifs aux essais aux chocs répétés.

Observations générales. Toutes les ruptures par efforts répétés se sont produites sans déformation de l'éprouvette, ni longitudinale, ni transversale. Elles ont donc bien le caractère des ruptures par fatigue, de sorte qu'il faut penser que le phénomène de résilience n'est pas intervenu.

Si l'on essaie au même marteau plusieurs éprouvettes du même métal, dans le même état, la régularité des résultats est satisfaisante; les différences relatives sont bien moins grandes que dans les essais de résilience.

Dans les mêmes conditions les moyennes données par les différents marteaux du mouton quadruple fournissent des diagrammes d'allure régulière.

Ces constatations permettent d'accorder une confiance suffisante au mode opératoire réalisé par l'appareil.

Les diagrammes sont rapidement ascendants dans la région des chocs de capacité 20 kg cm. Il n'y a pas lieu de s'en étonner: le métal II F (revenu à 650°), en une éprouvette de même dimension et de même portée que celles du marteau quadruple a supporté sans se rompre un choc de 20 kilogrammètres, donc 100 fois plus fort que les chocs répétés du marteau de 20 kg cm.

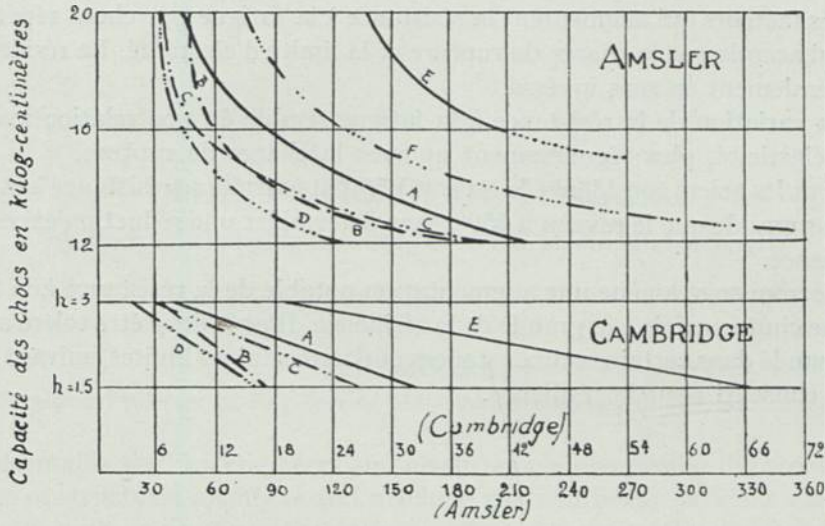


FIG 1. Courbes d'endurance de l'acier III au chrome pour différents états theramiques.

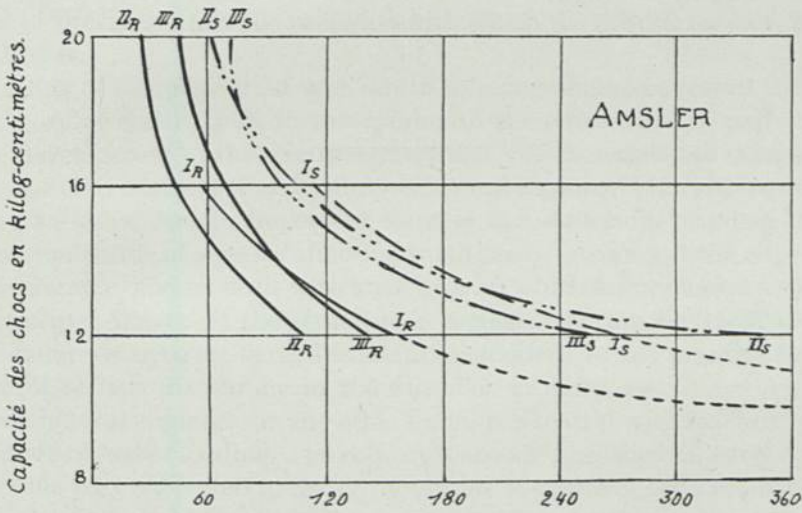


FIG 2. Courbes d'endurance de trois aciers à l'état recité R et à l'état écoulé S.

CONCLUSIONS

1. Les facteurs qui augmentent la résistance à la fatigue par chocs répétés sont ceux qui accroissent la charge de rupture et la limite d'élasticité. La résilience varie généralement en sens inverse.

2. La variation de la résistance à la fatigue semble être en relation avec la limite d'élasticité, plus régulièrement qu'avec la charge de rupture.

3. Pour les aciers considérés, le revenu à 550° a fourni une résistance à la fatigue bien plus grande que le revenu à 650°, sans déterminer une réduction excessive de la résilience.

4. L'écroissage amène une augmentation notable de la résistance à la fatigue, mais une chute parfois très grande de la résilience. Il peut donc être toléré et même recommandé dans certaines circonstances et dans certaines limites, suivant l'abaissement consenti pour la résilience.

THE FATIGUE OF METALS

A study of changing concepts of stress, strain, and strength

by

H. F. MOORE,¹⁾

Research Professor of Engineering Materials, University of Illinois. U. S. A.

The formulas used by engineers and elasticians in computing the strength and stiffness of structural members and machine parts furnish a brilliant example of the useful application of mathematics to extremely practical ends, and it is frequently assumed that these formulas give a very precise measure of all the stresses and strains actually existing in a machine part or a structural member. This assumption, however, neglects the fact that all mathematical formulas are based on postulates, and that the results obtained by the use of formulas cannot be of a higher order of precision than the precision with which the postulates state the actual physical facts.

The feeling of complete trust with which so many engineers regard the formulas of the theory of elasticity is, in the opinion of the writer, due in part to the fact that the development of the science of mechanics of materials has been influenced more by the civil engineer than by the mechanical engineer. The civil engineer usually wishes to know certain important stresses in a structural member, he is indifferent to a multitude of stresses affecting small areas, -stresses at the edge of a rivet hole, for example, and he deals with structures in which failure under a steady load is the principal danger. If the structure is a steel structure the most threatening form of failure is by wide-spread inelastic distortion. In his practice he finds no evidence of serious inaccuracy in the formulas in daily use.

The mechanical engineer, on the other hand, has to deal with machine parts subjected to oft-repeated loading. The rotating car axle furnished an early illustration of a machine part subjected to many thousands of cycles of reversed bending, and it was found that the danger of failure of car axles was not the danger of inelastic distortion, but the danger of a sharp break, as though the steel had become embrittled. Furthermore failure nearly always occurred at shoulders on the axle, and it became evident that at such shoulders there was present some cause of failure which was not taken into account in developing the ordinary simple formulas for flexure.

¹⁾ Read at the Congress by Mr. T. D. Lynch.

It was the failure of car axles which led to the classic series of repeated-stress tests by Woehler between the years 1859 and 1870 ¹⁾. Woehler's tests showed that under repeated stress the steel and iron of his day would fail, and fail suddenly, at computed stresses much lower than those which would cause failure under a single steady load. His work was done before the days of the metallurgical microscope and the jagged appearance of the fractured parts lead, naturally enough, to the concept that one effect of repeated stress was to change the nature of steel from „fibrous” to „crystalline”. Although today this concept is entirely discarded, the term „crystallization” persists. ²⁾

Another concept of the action of metal in resisting repeated stress, — a concept which is still widely held — is the concept of a „perfect elastic limit”. To consider the significance of this concept three of the postulates on which all our formulas for stress and strain are based may be noted:

1. Material is homogeneous.
2. Material is continuous and capable of indefinite division without change of properties.
3. Hooke's law holds.

In view of the general acceptance of the atomic theory of matter it seems odd that postulate 2 should have been so readily accepted. Probably it was not accepted as an absolute fact by thoughtful elasticians, indeed Stokes seems to have clearly pointed out that this postulate is to be regarded as true for as small a piece of material as would be considered by the practical engineer, but not as absolutely true. In his day engineers were not attempting to estimate stresses at minute holes, at the root of screw threads, and at the inner edges of keyways, and his generalization served very well.

The general notion of an elastic limit for a material grew up naturally enough with these postulates. Below the elastic limit, stress, no matter how often repeated, is supposed to cause no structural damage to material, the material recovers its shape completely upon the removal of load, and, in general, Hooke's law holds, although this last assumption has no logical connection with the assumption of perfect recovery of form.

Bauschinger ³⁾ developed this concept of a perfect elastic limit for metals quite fully. He recognized that the elastic limit of a metal might be markedly changed by application of stress above the value of the elastic limit of the virgin metal, and he drew a sharp distinction between the „primitive elastic limit” of the metal as received, and the „natural elastic limit” which a metal acquires after being subjected to many cycles of stress.

¹⁾ Zeitschrift für Bauwesen, VIII, p. 642 (1858): X, p. 583 (1860) Engineering (London) Vol. XI (1871).

²⁾ Since the preparation of the manuscript of this paper there has appeared in the Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure for July 16, 1927, an article by Dr. W. Herold of Vienna which gives evidence in the case of certain heat-treated alloy steels of some change of crystalline structure under oft-repeated stress above the endurance limit. This change, however, is not at all the change from „fibrous” to „crystalline” structure, which was the feature of the old crystallization theory.

³⁾ Mittheilungen Mech-Tech. Lab. Kgl. Tech. Hochschule, Munchen, Heft 13. See also Unwin, „The Testing of the Materials of Construction”, pp. 82, 116.

In the opinion of the writer the fundamental postulates noted previously and the concept of a perfect elastic limit have been given a very severe blow by the studies of the metallographists. Even the isolated microscopic study of Reaumer ¹⁾ showed that steel was made up of diverse ingredients, and the later work of Sorby and of his followers has shown clearly that even for the finest metals the postulates of homogeneity and of indefinite divisibility are by no means strictly true.

The work of Ewing, Rosenhain, and Humfrey ²⁾ and their successors have shown that elastic failure is a localized affair, a slipping of laminae of metal within a crystalline grain, and have suggested the probability that such slipping probably takes place in unfavorably located crystalline grains at stresses much below those at which slipping has become sufficiently widely distributed to locate any elastic limit detectable in ordinary mechanical tests. Moreover failure under repeated stress has been seen to consist in a spreading localized crack, or cracks, and in many cases these cracks seem to have their origin in areas where slip has occurred.

At the present time there has not been established a satisfactory liaison between the work of the metallographist and the work of the elastician and the engineer. To the writer it seems that it must be frankly recognized that the whole theory of elasticity as we have it today must be regarded as only „statistically” true for actual materials of construction. That is, the smallest elementary volume of metal to be considered must contain a very considerable number of crystalline grains (the smallest volume of concrete to be considered must contain a considerable number of pieces of aggregate). This limitation of the theory does not very seriously affect the work of the structural engineer, since failures of structures are usually „static” failures and involve rather large masses of material. For example, the structural engineer is interested in the behaviour of the metal in the flange of an I-beam: if the whole flange buckles his structure collapses; he is not greatly interested in minute overstressed areas, which do no great harm to the structure as a whole.

The case is different with the mechanical engineer. Machine parts are usually subjected to many repetitions of stress, and overstress on a minute area is always in danger of starting a spreading, destructive crack, — a „fatigue failure”.

From the days of Woehler up to about 1910 there was a general assumption that for any metal there must be some limiting stress below which the metal can withstand an indefinitely large number of repetitions of stress. To this limit the name „fatigue limit” or „endurance limit” was sometimes given, and it was thought of as sort of a perfect „elastic limit”, — Bauschingers’s „natural” elastic limit was practically the same as a fatigue limit. Owing to the inconvenience and expense of carrying on long-time repeated stress tests many attempts were made to determine fatigue limits by some rapid „elastic limit” method. These attempts, in general, were not very satisfactory. Woehler and a few other investigators carried on repeated-stress tests, — a considerable amount of such testing was done at the Watertown, Mass. arsenal by J. E. Howard. A few tests were carried to 100.000.000

¹⁾ L'Art de convertir le fer forge en acier" (1722).

²⁾ Phil. Trans. Rot. Soc. A. Vol. 200, p. 241 (1903).

cycles of stress. Experimenters found it convenient to plot results of repeated-stress tests with values of stress as ordinates and values of number of cycles for failure as abscissas. These diagrams, which may be called stress-cycle or $S-N$ diagrams, seemed in general to approach a horizontal asymptote when plotted to ordinary (Cartesian) coordinates, and the stress corresponding to this estimated asymptote was assumed to be the fatigue limit.

In 1910 Professor Basquin of Northwestern University, Evanston, Illinois, made a careful examination of the data of repeated-stress tests available at that time. He found that if the results *then available* were plotted to *logarithmic* coordinates the points for individual tests fell fairly well along straight lines. This would indicate a relation between stress (S) and number of cycles for failure (N) as follows:

$S = KN^{-m}$ or $\log S = \log K - m \log N$, in which K and m are experimentally determined constants.

This relation would indicate that there is *no* absolute endurance limit, but that the number of cycles required for failure increases very rapidly as the stress diminishes. Although Professor Basquin's relation has not been confirmed by subsequent tests, nevertheless his study was of very great value in bringing out the fact that the existence of a fatigue limit for a metal required further experimental demonstration.

The growing use of high speed machinery, and especially the development of the automobile and the airplane, made the question of the strength of metals under hundreds of millions of cycles of stress one of vital importance, and about 1918 various laboratories in various countries took up this experimental problem. In the United States several investigations were started with the deliberate purpose of making a considerable number of series of tests of metals which should involve tests of several specimens of each metal to at least one hundred million cycles of stress. The writer was in charge of one of these investigations, sponsored by the Engineering Foundation, the U. S. National Research Council, and a number of manufacturing firms and carried on in the laboratories of the University of Illinois. Other extensive investigations were carried on at the U. S. Naval Engineering Experiment Station at Annapolis, Maryland by Dr. D. J. McAdam, Jr., at the laboratories of the U. S. Air Service at Dayton, Ohio, by Mr. R. R. Moore, and under the auspices of the U. S. Bureau of Mines in the laboratories of Cornell University, Ithaca, New-York, by Dr. H. W. Gillett.

The general results of these long-time tests has been to reestablish confidence in the existence of a definite endurance limit. This is shown most plainly by the nature of the stress-cycle diagrams obtained. As noted previously the use of logarithmic plotting of fatigue test results tends to „straighten out” stress cycle diagrams, hence if in a logarithmic stress-cycle diagram there appears a well marked curving of the diagram towards a fairly definite horizontal asymptote Professor Basquin's equation is seen to be incorrect (although on the safe side) and a strengthened indication of a definite endurance limit is given. Logarithmic or semi-logarithmic stress cycle diagrams for nearly all (if not all) materials tested

do show such an approach. Moreover in most stress-cycle diagrams there is a fairly well defined „knee”¹⁾ in the curve as it approaches the horizontal asymptote.

There are now available test data for a large number of tests running to 100.000.000 or more cycles of stress and there are test data from a few tests running to 1.000.000.000 cycles of stress. The evidence today points to the existence, for metals at least, of an *endurance limit* expressed as a computed stress (lb. per sq. in. or kg per sq. mm) below which a metal will withstand an indefinitely large number of cycles of stress without fracture²⁾.

A considerable study has been made of this correlation of this endurance limit with other physical properties. An empirical study of test data shows a fairly good correlation between endurance limit and tensile strength. The term „endurance ratio” has been suggested by Dr. McAdam to denote the ratio between endurance limit for reversed flexure and ultimate tensile strength. The „endurance ratio” varies for different classes of metals. Values as low as 0.25 have been found for some of the light alloys while the value for the wrought ferrous metals averages about 0.50.

An empirical examination of test data shows a much less satisfactory correlation between endurance limit and elastic limit as determined in the ordinary laboratory tests. If now we turn from our study of endurance tests to microscopic examination of fatigue failures we find that at some stage of every fatigue failure, there appears a spreading crack. For some metals slip lines and elastic failure may appear *below* the endurance limit, as has been shown by a number of independent investigators; whether fatigue cracks can develop *before slip lines have developed* is as yet an unsolved question; but in any event fatigue failure seems to be a *fracture* rather than a *slip* though the fracture may start at a slip. The elastic limit of a metal, as determined in laboratory tests, marks an early stage of rather wide spread slipping within crystalline grains affecting considerable mass of metal. Fatigue failure, as noted above, seems to be the spreading of localized fracture. In view of this fact it does not seem altogether strange that there seems to be a better correlation between endurance limit and ultimate tensile strength than there does between endurance limit and elastic limit.

A very interesting field of study concerns itself with the effect of irregularities in stress distribution, — such irregularities as are caused by holes, grooves, scratches, etc. — on the fatigue strength of a metal machine part. A very considerable amount of data is available to support the contention that while such irregularities markedly effect the fatigue strength of a metal part they do not produce so great a weakening effect as would be indicated by the computed stresses as determined by the mathematical theory of elasticity, and that different metals are affected to a different degree. In the writer’s opinion this illustrates the limitations of that theo-

¹⁾ The term „knee” is used to denote that part of a diagram where the radius of curvature passes through a well-marked minimum.

²⁾ See Moore and Jasper „Evidence for the Existence of an Endurance Limit”, British Assn. 1924, Section G, p. 414.

ry. When the mathematical theory of elasticity is applied to extremely localized stress, it is applied to a mass of metal embracing only a few crystalline grains, hence the assumption of homogeneity and indefinite divisibility departs widely from the facts, the limits of satisfactory precision for the essentially „statistical” formulas of the theory of elasticity are reached and wide divergence appears between the actual and the computed strength of metals under stress.

It is to be noted, however, that in all cases so far tested the formulas for the mathematical theory of elasticity, (and the mechanical devices for applying that theory to extremely irregular shapes) always *give results on the safe side*, and hence have an engineering usefulness in spite of their inaccuracy.

The writer feels that the study of fatigue failure at points of localized stress forces us to a more careful study of the theory of elasticity, and may lead to a re-evaluation of its limits of usefulness.

The first concept of fatigue failure was that of a failure arising from a change in the very nature of a metal subjected to repeated stress, a change from a tough „fibrous” metal to a brittle „crystalline” metal. With this concept, arose the idea of a natural elastic limit which the metal gradually acquired under repeated stresses. This early concept still pictured metal as homogeneous and indefinitely divisible. The metallographic microscope discredited this earlier concept and with it discredited the idea that metal is homogeneous and indefinitely divisible without change of properties. The full significance of what the microscope has shown us has hardly been realized as yet.

The next concept of fatigue failure pictured first an appearance of slip in certain crystalline grains of material, then the gradual spread of this slip and the start of a fatigue fracture from some plane of slipping, this concept is not in conflict with present day experimental studies ¹⁾. As fatigue failure has been studied emphasis has been more and more centered on the fact than if fatigue failure is a spreading crack, — actual fracture of a material not merely a slipping. As has been noted previously, experiments in several independent laboratories have shown that slip can take place under repeated stress without the development of a fatigue crack; it has not been shown that a fatigue crack can develop without slip. The genesis of a fatigue crack is as yet unknown. Various ingenious speculations have been made on the subject. The crack may start from the wrinkling of material along a plane of slip, it may start in some internal defect of the metal, it may start at a surface irregularity, it may start from the unsuccessful attempt of some overstressed grain of metal to absorb and give out the energy of strain which the load imposes on it, but it must still be said that it can not be definitely stated just how a fatigue crack starts. There is, however, a very considerable amount of evidence that if the nominal computed stress is below a certain limiting value a fatigue crack will not start.

How may the fatigue strength of machine parts be improved? First of all, by an improvement in the practice of the machine designer. He must avoid sharp not-

¹⁾ See H. Gough Jour. (British) Inst. Metals Vol. XXXVI, part. 2, p. 173 (1926).

ches, sharp shoulders and must „ease off” sudden changes of cross section by the use of generous fillets wherever he possibly can. Second, by the improvement of surface finish in the shop, and by greater care in the preservation of surface finish in machines. It is especially important to guard against corroding agents — even of so mild a corroding agent as water — which when acting simultaneously with repeated stress may very greatly reduce the fatigue strength of a piece ¹⁾. Third, by the production of „cleaner metal” and the doing away of as many of the internal „stress raisers” as is feasible. Fourth, by the possibility of new alloys of metals.

DISCUSSION

Dr. ROSENHAIN, Teddington,

wished to draw attention to recent work on fatigue, which has been done in England, particularly by Gough & Hanson at the Natural Physical Laboratory. These investigators have studied the fatigue of single crystals, particularly of aluminium, and shewn, that the appearance of slip bands may occur under stresses, which do not lead to fracture. On the other hand, if a test piece is loaded so, that it will break under a large number of reversals, if the surface is re-polished at a stage shortly before fracture, fracture will occur without the formation of further slip bands. Thus fracture does not occur by slip, and the speaker did not think, that actual fracture is a matter of slip, even under tension — but rather a matter of tearing by stress concentration, where ductility has been locally exhausted. The work of Gough & Hanson shows, that under fatigue stresses metal becomes work-hardened, just as it does in a tensile test, and fracture occurs, when ductility is exhausted. Owing to repeated slipping on adjacent planes in opposite direction, the exhaustion of ductility occurs under fatigue at a much lower stress than under direct tension. This is probably the reason for the fairly constant ratio between fatigue limit and ultimate stress — the metal has to be brought, locally, to the same state in both cases, only that slipping in opposite direction reaches this result under a stress, lower in a definite ratio.

¹⁾ In view of the paper presented to this Congress by Dr. D. J. McAdam, the important subject of corrosion-fatigue is not discussed in this paper.

FATIGUE AND CORROSION-FATIGUE OF METALS¹

by

D. J. MCADAM, JR.² *)

PART I

OUTLINE OF INVESTIGATION, DESCRIPTION OF MATERIAL AND METHODS

Previous Investigation of Corrosion-Fatigue: — In 1917 Haigh³ published results of some experiments on brasses in which the specimen while under repeated stress was subjected to the action of salt water, ammonia, or hydrochloric acid. He found slight lowering of the fatigue resistance of Muntz metal and Naval brass by the action of ammonia but found no such lowering with the other combinations of metal and corrosive agent. Haigh points out that even the slight damaging effect of ammonia on brass was not produced unless corrosion and fatigue were simultaneous. As his experiments were extended to only 1,500,000 cycles his results were not quantitative and corrosion-fatigue limits were not encountered.

In June 1926 at the Annual Meeting of the American Society for Testing Materials the writer presented a paper entitled "Stress-Strain-Cycle Relationship and Corrosion-Fatigue of Metals"⁴. A second paper⁵ on corrosion-fatigue was presented at the Annual Convention of the American Society for Steel Treating, September 1926. A third paper⁶ was presented at the Annual Meeting of the American Society for Testing Materials, June 1927.

In December 1926, the (British) Aeronautical Research Committee published a paper by G. D. Lehmann⁷ entitled "The Variation in the Fatigue Strength of Metals when Tested in the Presence of Different Liquids". This paper describes experiments in which low carbon steels were subjected to repeated stress in contact with concentrated solutions of several salts at about 96 deg. C. As it was assumed that any damage caused by these liquids would be due to "embrittlement" by nascent hydrogen, air was excluded during these tests. Under these conditions the fatigue resistance was lowered a few percent by strong solutions of sodium-chloride and sodium-nitrate, but was lowered more than 16 per cent by the strong ammonia.

As described in the previous papers^{4, 5, 6} by the writer, rotating-cantilever speci-

*) Read at the Congress by Mr. T. D. Lynch.
Int. Congress I

mens, conically tapered so that the stress was nearly uniform over a length of about $1\frac{1}{2}$ inches, ^{8, 10} were subjected to simultaneous fatigue and corrosion. For this purpose a stream of either fresh or salt water was diagonally applied so as to sweep the specimen from the outer to the inner fillet and surround the stressed surface entirely by water. The fresh water is a calcium carbonate water, the composition of which has been given in a previous paper ⁵. The salt water is Severn River water having a saline content about one-third that of sea water.

The previous papers ^{4, 5, 6} described results obtained with steels and with some non-ferrous metals. The experiments showed that even slight corrosion simultaneous with fatigue may cause failure at stresses far below the ordinary "endurance limit". It was also shown that, for some steels at least, severe corrosion prior to fatigue lowers fatigue resistance much less than even slight corrosion simultaneous with fatigue. The simultaneous action of corrosion and fatigue may therefore be called "corrosion-fatigue". Under such conditions the stress-cycle graph approaches a horizontal asymptote which may be called a "corrosion-fatigue limit". These papers also discussed influence of chemical composition, heat-treatment, and cold-working.

Outline of Continued Investigation: — The present paper describes the results of continued investigation of corrosion-fatigue of steels and of non-ferrous alloys. For this investigation material was supplied by a number of manufacturers. The International Nickel Company supplied nickel, monel metal, constantan and a silicon-nickel steel. The National Tube Company supplied steels. The American Brass Company supplied copper-zinc alloys, and copper-aluminum alloys. The Bridgeport Brass Company supplied copper-zinc alloys. The Duriron Company, as a member of the Aluminum Bronze Association, supplied aluminum bronze. The Aluminum Company of America supplied aluminum alloys. The British Aluminum Company supplied an aluminum-zinc alloy. Nearly all the material was supplied in the form of 1 in. round bars.

These materials were subjected to corrosion-fatigue in the same fresh and salt water that has been described in previous papers ^{4, 5}. During the winter months the water before reaching the specimen was artificially heated to a temperature between 60 and 70 degrees F.

Machines and Specimens: — The rotating-cantilever machines and specimens have been described in previous papers ^{8, 9, 10}. With the conically tapered specimen a comparatively large region may be subjected to corrosion-fatigue.

The method of alternate longitudinal and transverse polishing of this specimen has been previously described ^{9, 10}. The surface finish by this method is sufficiently smooth to permit examination of the structure at 100 magnification. Details of machining and polishing are tabulated and kept on file at the Naval Engineering Experiment Station. This information is available for those who are interested.

Chemical Composition: — The chemical composition of the alloys used is given in Table I. Trade names, except those that are in universal use, have been avoided, and each material has been designated by a combination of letters.

Heat-Treatment: — Details of heat-treatment are given in Table II. It will be

noted that many of the non-ferrous alloys have been given two different heat-treatments, a "low anneal" to relieve internal stress and a high temperature anneal for complete recrystallization. The proper temperature and time for the "low anneal" were determined by hardness or tension tests on a series of specimens after annealing at various temperatures. For the "low anneal" the conditions were adjusted so as to cause practically no loss of strength.

Tension, Shear and Charpy Tests: — Results of tension, shear and charpy tests are given in Table III. In this table averages and mean departures are listed. By "elastic limit" is meant the highest stress that results in no appreciable permanent deformation after removal of the load. By "proof stress" is meant the stress that results in a permanent deformation of 0.0001 in. per inch of length after removal of the load.

PART II

CORROSION-FATIGUE OF STEEL

General Description of Graphs: — Two previous papers by the writer discussed corrosion-fatigue of steels^{4, 5}. In the second paper were shown corrosion-fatigue graphs for a number of carbon and alloy steels. Since those results were published however, investigation has continued and much additional information has been obtained. Results are illustrated in Figures 1 to 5 inclusive.

The stress-cycle graphs have been plotted on a semi-logarithmic scale. The solid-line curves represent stress-cycle relationship for specimens tested in air. The brokenline curves represent stress-cycle relationship for specimens tested in either fresh or salt water. Beside each stress-cycle graph there are indicated some of the strength values as determined by tension test. These are represented by the following symbols: Tensile strength, T. S.; Johnson's limit, J. L.; proof stress, P. S.; elastic limit, E. L.; proportional limit, P. L.

Each graph has its own scale of abscisses which is indicated by figures along the graph. For the entire series of graphs in each figure the scale of ordinates is the same.

Each zig-zag line in these figures represents the course of a fatigue or corrosion-fatigue test in which the stress was raised at intervals until the specimen failed or was removed. The lower end of the zig-zag line represents the original stress and the number of cycles endured at this stress. The course of the line represents the stress increases and the cycle intervals at which these increases were made.

Corrosion-Fatigue of Carbon Steels: — Results obtained with carbon steels are illustrated in Figure 1. In order to illustrate the influence of a wide range of carbon content a few graphs from a previous paper⁵ are also included in this figure.

The graphs are arranged in order of increasing carbon content starting at the left of the lower row and ending at the right of the upper row. With the exception of the high carbon steel, EM-14.75, there is a pair of graphs for each composition. In

each pair, the graph on the left represents fully-annealed material and the graph on the right represents quenched-and-tempered material.

A comparison of the ordinary fatigue graphs for this figure shows, as was expected, that the endurance limits are about in proportion to the tensile strength. For each composition the endurance limit of the quenched-and-tempered material exceeds that of the fully-annealed material nearly in proportion to the increase in tensile strength. The endurance limit of the fully-annealed material increases from that of "Armco" iron having about 0.033 % carbon to that of material EM-14.75 having about 1.09 % carbon. This increase is slightly less than in proportion to the increase in tensile strength.

A comparison of the fresh-water corrosion-fatigue limits, however, shows an entirely different relationship. Heat-treatment of Armco iron has increased the corrosion-fatigue limit about in proportion to the increase in tensile strength. Heat-treatment of the steels having 0.15 and 0.20 % carbon has increased the corrosion-fatigue limit somewhat less than in proportion to the increase in tensile strength. For material EK-W-9, having about 0.26 % carbon, heat-treatment has apparently not improved the corrosion-fatigue limit. No carbon percentage intermediate between 0.26 and 1.09 is represented in Figure 1. In a previous paper,⁵ however, it was shown that for carbon percentages of 0.35 and 0.50 the corrosion-fatigue limit of quenched-and-tempered steel is lower than that of fully-annealed steel. The corrosion-fatigue limit of steels having less than 0.25 % carbon, therefore, may be increased by heat-treatment above that of fully-annealed material. The corrosion-fatigue limit of steels having more than about 0.25 % carbon evidently cannot be increased, and may be decreased, by quenching and tempering.

The entire range of fresh-water corrosion-fatigue limits, for the carbon steels represented in Figure 1, is surprisingly small in comparison with the much greater range of tensile strength and endurance limits. The entire range of corrosion-fatigue limits is from about 16,000 to 24,000 lb. per sq. in. At the lower limit of this range are the corrosion-fatigue limits for pearlitic steels having less than 0.25 to 0.30 % carbon, and probably for sorbitic steels having more than about 0.50 % carbon. At the upper limit of the range are the corrosion-fatigue limits of sorbitic steels having less than about 0.3 % carbon and of pearlitic steels having more than about 0.3 % carbon.

Copper Steels: — As copper steels show much better resistance to atmospheric corrosion (without stress) than do carbon steels, it seemed desirable to make comparative corrosion-fatigue tests on two steels, of about the same composition except that one steel contained copper and the other did not. The National Tube Company cooperated in this work by supplying two such steels, each having about 0.15 % carbon. To a portion of a heat of steel about 1 % of copper was added. Samples from the copper-bearing portion and from the remainder of the heat were then supplied in the form of 1 in round bars. Results of tests on the copper steel are shown in Figure 2. Results of tests on the comparison heat of steel are illustrated by the graphs for materials HO-16.75 and HO-W-9 in Figure 1.

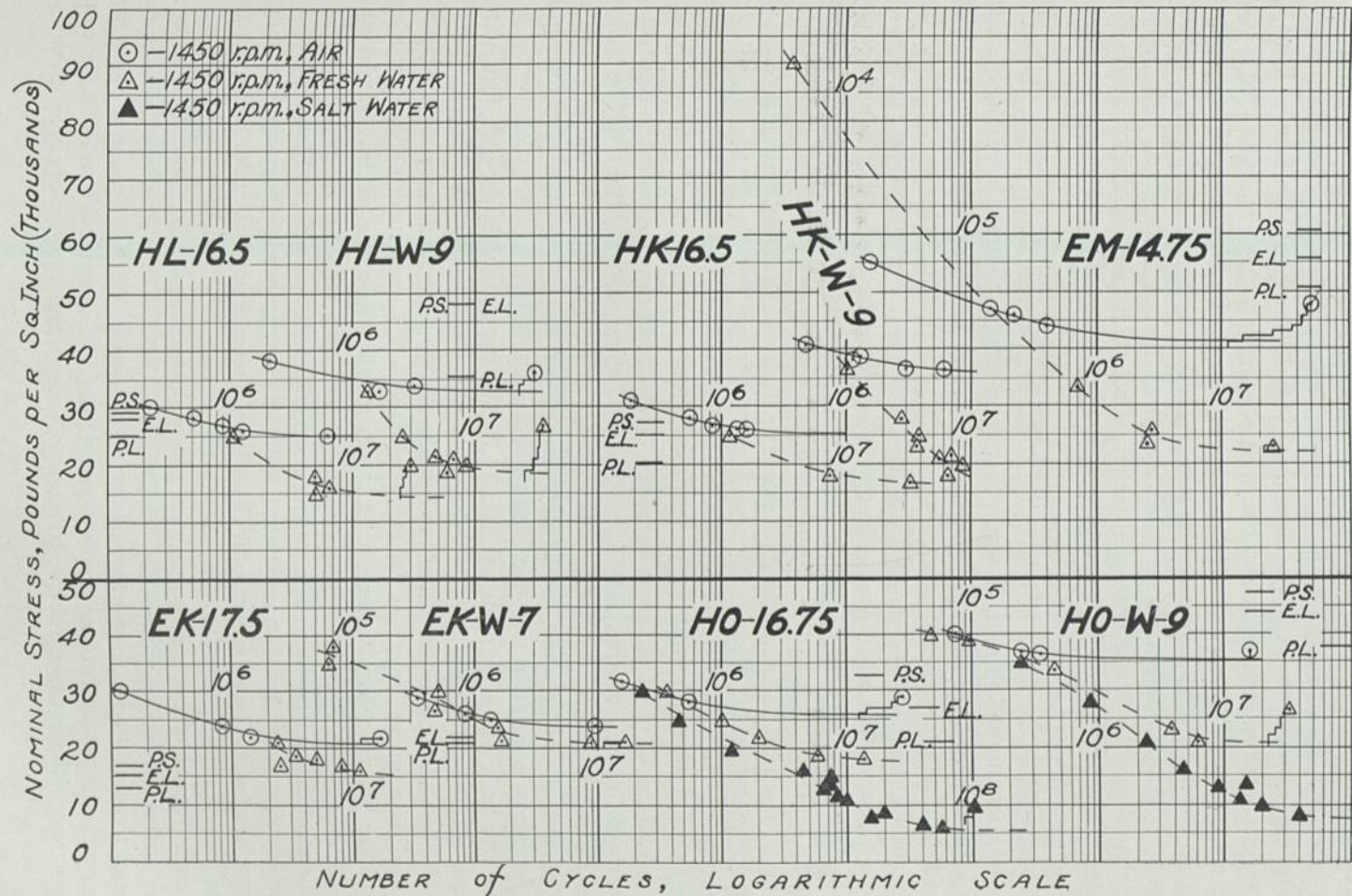


FIG. 1

Each steel was tested in two different conditions, fully-annealed and quenched-and-tempered.

As shown in Figures 1 and 2, the endurance limits of the copper steel are considerably higher than those of the comparison steel. The corrosion-fatigue limit of the sorbitic carbon steel is higher than that of the pearlitic steel. For sorbitic copper steel, however, the corrosion-fatigue limit is lower than for the pearlitic copper steel. In this respect the copper steel behaves like a carbon steel of higher carbon content. The pearlitic copper steel has a slightly higher, and the sorbitic copper steel has a slightly lower corrosion-fatigue limit than the comparison steel. The results of these experiments, therefore, show little if any superiority of the copper steel in resistance to corrosion-fatigue.

The salt-water corrosion-fatigue limits for these two steels apparently show the same relationship as do the fresh-water corrosion-fatigue limits. The salt-water corrosion-fatigue limits are so low, however, that accurate comparison is difficult on account of the proportionally large "scatter" of individual results.

Silicon-Nickel Steel: — In Figure 3 are shown results of fatigue and corrosion-fatigue tests on silicon-nickel steel in three degrees of hardness. The set of graphs on the left represents fully-annealed material. The set of graphs on the right represents material that had been quenched and tempered at a relatively low temperature. The middle set of graphs represents material that had been tempered at a higher temperature.

Material HG-O-7.5 is the strongest steel that has yet been tested by corrosion-fatigue. As indicated in Figure 3 its endurance limit is about 108,000 lb. per sq. in., which is about 42% of its tensile strength, 254,000. The corrosion-fatigue graph is a clearly defined curve approaching a horizontal asymptote at about 12,000 lb. per sq. in., which is about one-ninth the endurance limit. The corrosion-fatigue limit of this spring steel therefore, is slightly lower than that of "Armco" iron, though the former is more than five times as strong as the latter.

For the fully annealed material, HG-14.75, having a much lower endurance limit, the corrosion-fatigue limit is nearly twice as great as that of the spring steel HG-O-7.5, and is near the upper part of the above described range of corrosion-fatigue limits for carbon steels. For material HG-O-10, having intermediate physical properties the corrosion-fatigue limit is practically the same as that of material HG-O-7.5.

The rapidity with which the spring steel HG-O-7.5 is affected by corrosion-fatigue is illustrated by the fact that at 108,000, this material fails under corrosion-fatigue in about $\frac{1}{2}$ hour, whereas at this stress it would not fail under ordinary fatigue.

The influence of cycle frequency on corrosion-fatigue is also illustrated in two other corrosion-fatigue graphs for material HG-O-7.5. These graphs represent results of tests at 4 to 8 and at 50 r. p. m. respectively. With decrease in cycle frequency the corrosion-fatigue graph moves to the left. A comparison of the graphs shows that with decrease in cycle frequency, though the number of cycles to cause

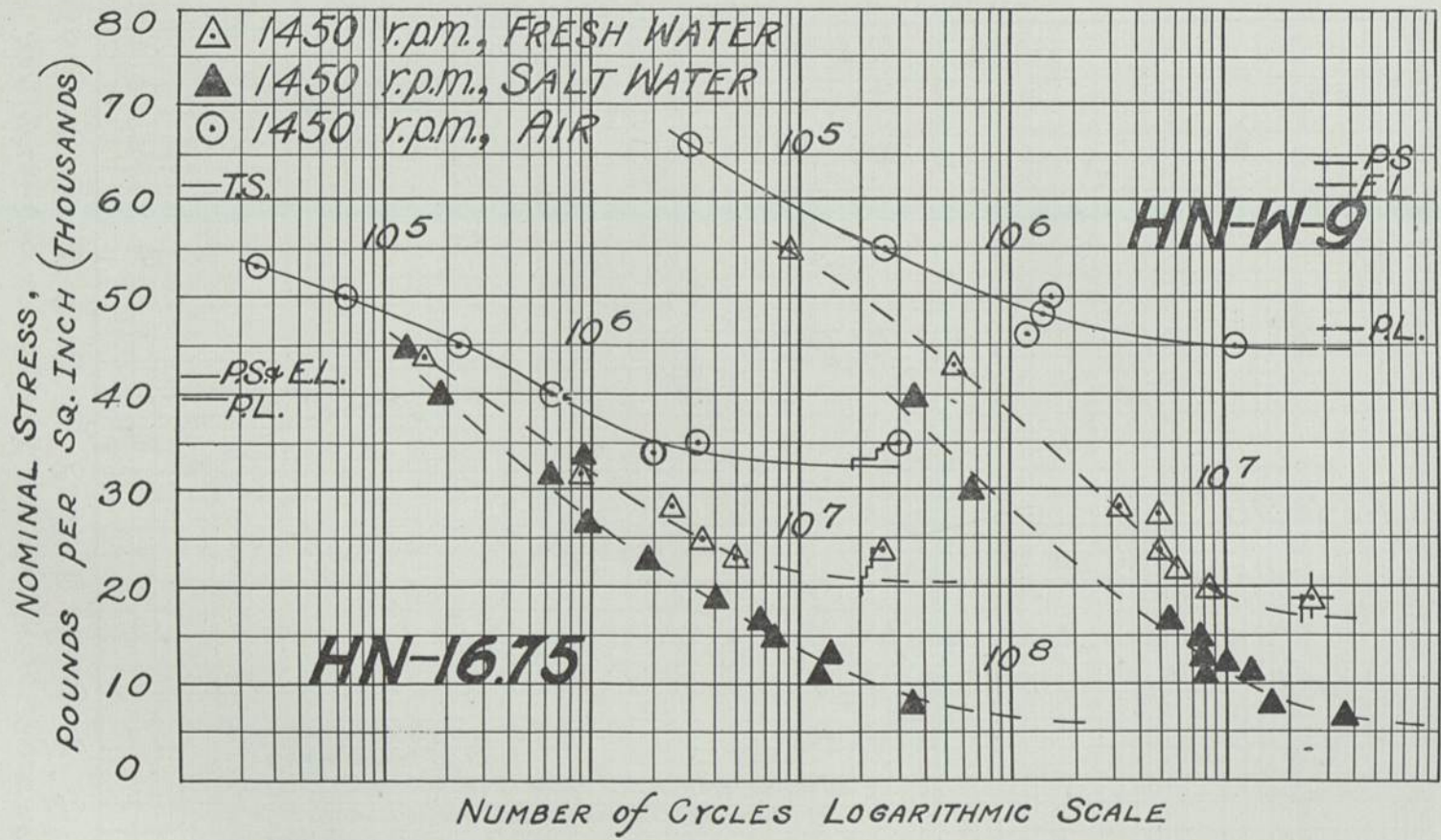


FIG. 2

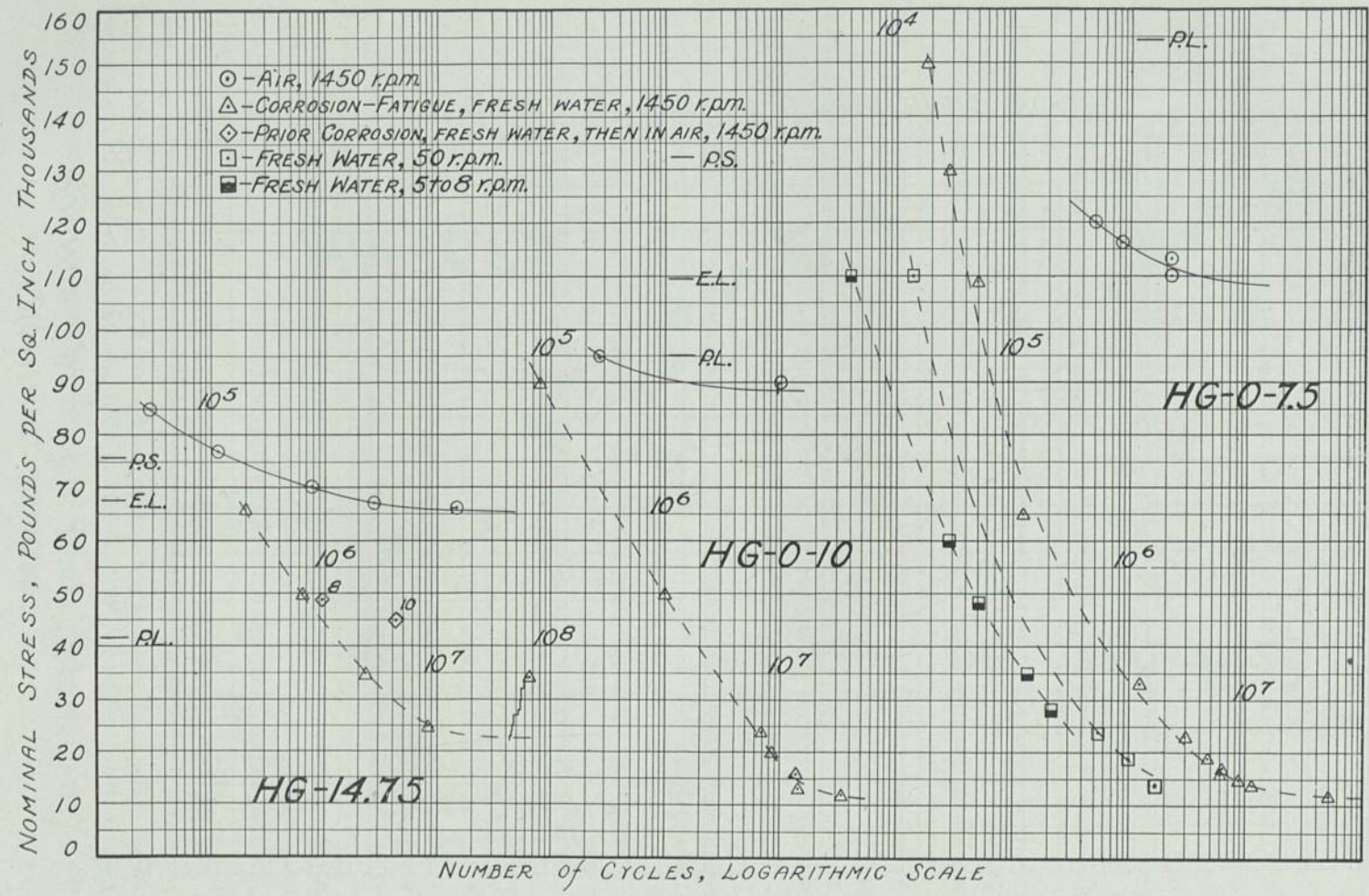


FIG. 3

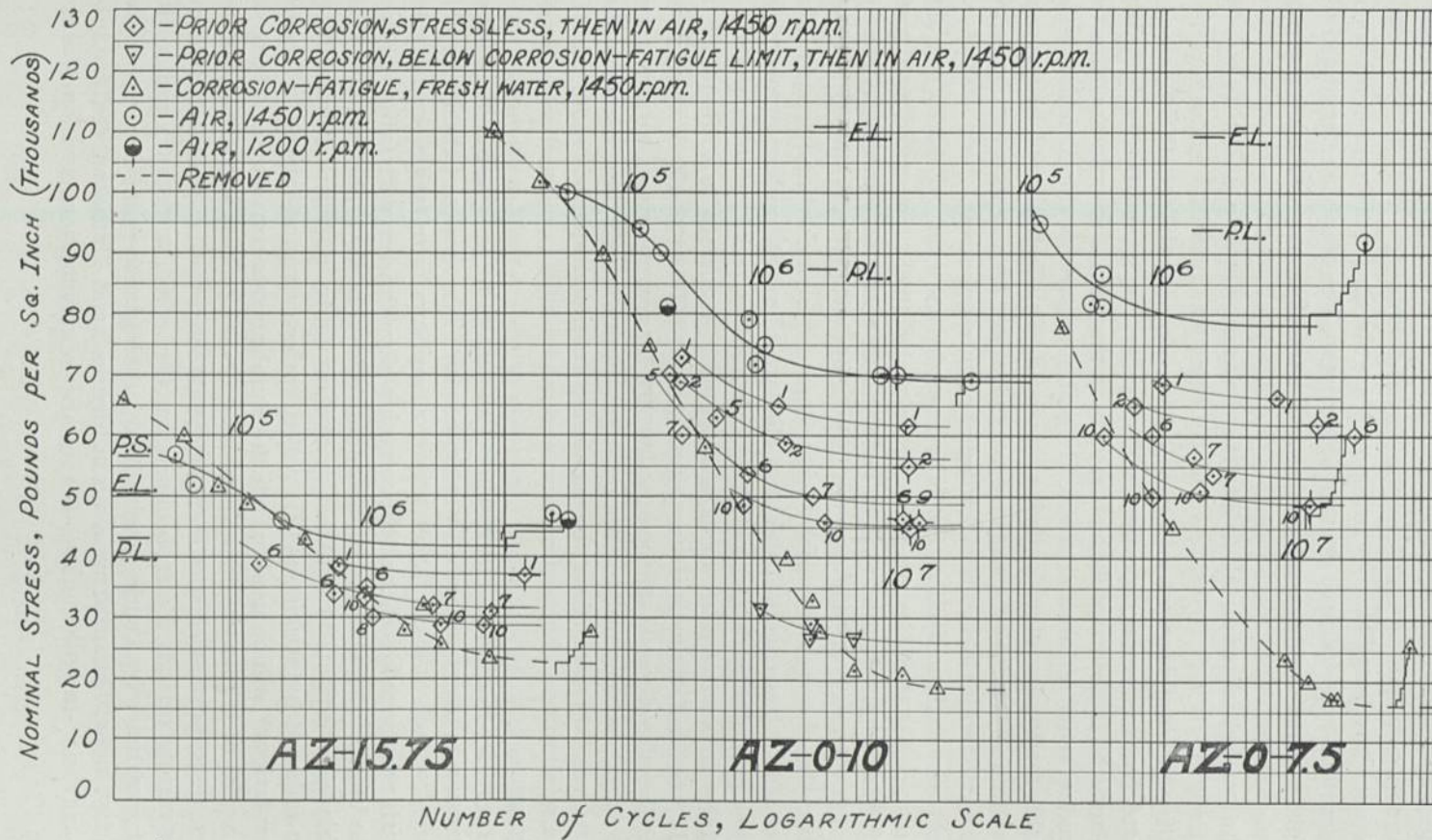


FIG. 4

failure decreases, the total corrosion-time increases. The effect of cycle frequency on the corrosion-fatigue limit has not yet been determined.

Chromium Vanadium Steel: — In figure 4 are shown graphs representing chromium-vanadium steel in three degrees of hardness. The graphs are arranged from left to right in order of increasing hardness. The set of graphs on the left represents fully-annealed material.

For the hardest material, AZ-O-7.5, the endurance limit is about 44 % of the tensile strength. By repeated stress slightly below the primitive endurance limit, followed by gradual increase of stress, the endurance limit of the specimen represented by the zig-zag line has evidently been increased to nearly half the tensile strength. It seems probable that this improvement in endurance limit was due to gradual relief of internal stress. By a similar process the corrosion-fatigue limit of this material can evidently be increased. This is indicated by the course of a zig-zag line representing a single corrosion-fatigue test. It seems probable that this improvement also is due in part to relief of internal stress.

The corrosion-fatigue limit of the fully-annealed material, AZ-15.75, is practically the same as that of the annealed silicon-nickel steel represented in Figure 3, and as the maximum for carbon steels. For the quenched-and-tempered chromium-vanadium steels the corrosion-fatigue limit is somewhat lower, but is evidently higher than the observed corrosion-fatigue limit for quenched-and-tempered silicon-nickel steels. It seems probable that the latter limit is too low, on account of microscopic pits observed after polishing this hard material.

For all the carbon and alloy steels represented in Figures 1 to 4, therefore, the observed corrosion-fatigue limits vary from about 12,000 to 22,000. If the observed values for the silicon-nickel steel are too low, for the reasons given, we may assume that the actual variation of corrosion-fatigue limits for all these steels is about 50 %. And yet, for these steels the maximum tensile strength is more than five times the minimum, and the maximum endurance limit is more than four times the minimum.

Prior-Corrosion-Fatigue: — In two previous papers ^{4, 5} are given some results of prior-corrosion in water followed by fatigue in air. The results of these tests indicated that, for steels at least, rather severe corrosion prior to fatigue lowers the fatigue resistance much less than slight corrosion-simultaneous with fatigue. Experiments (to be described later) with aluminum alloys, however, have shown that it is desirable to investigate this subject more thoroughly. In future discussion prior corrosion followed by fatigue will be called "prior-corrosion-fatigue". The term "corrosion-fatigue" will be used to indicate simultaneous corrosion and fatigue.

Some results of prior-corrosion-fatigue of steels are represented in Figures 3 and 4. In these tests, unstressed specimens were subjected to the action of a stream of water for various periods. Each specimen was then oiled, sometimes without rubbing and sometimes by gentle longitudinal rubbing with cotton, and was given a fatigue test in air. The small numerals in Figures 3 and 4, adjacent to the symbols for prior-corrosion-fatigue, indicate the number of days' prior corrosion. For com-

parison with the results of corrosion-fatigue tests, the corrosion time of a corrosion-fatigue test at 1450 r. p. m. may be readily obtained by allowing one day's time for every two million cycles.

Whereas the corrosion-fatigue graph represents varying corrosion time the simplest prior-corrosion-fatigue graph represents constant corrosion time. For this reason the prior-corrosion-fatigue graph is more nearly horizontal than the corresponding corrosion-fatigue graph and sometimes crosses the latter graph as shown in Figure 4.

In Figure 4 are shown graphs illustrating the effects of 1 to 10 days' stressless corrosion followed by fatigue. The effect of one day's stressless corrosion is slight. As the time of stressless corrosion is increased from 1 to 10 days, however, the damaging effect becomes relatively large in comparison with the effect of simultaneous corrosion and fatigue. Stressless corrosion for 10 days lowers the fatigue limit by half, or more than half, the difference between the endurance limit and corrosion-fatigue limit. As illustrated by the graphs in Figure 4 representing the effects of 1, 2, 6 and 10 days' stressless corrosion, the damaging effect of stressless corrosion increases more and more slowly with increase in corrosion time, and tends to approach a limit. After about 10 days' stressless corrosion the effect of further increase in corrosion time is evidently slight. It should be noted that 10 days' corrosion time corresponds with the abscissa at which the corrosion-fatigue graph for steel becomes nearly horizontal.

A comparison of the prior-corrosion fatigue graphs for the three degrees of hardness indicates that the position of this graph is considerably influenced by the strength of the steel. In this respect, the prior-corrosion fatigue graph differs from the corrosion-fatigue graph. Possible reasons for the difference between these two types of graph will be discussed later.

In Figure 4 is shown a graph representing prior corrosion at a stress below the corrosion-fatigue limit, followed by fatigue in air. This will be discussed later.

High-Chromium Steels: — A previous paper⁵ presented results of experiments with corrosion-resistant steels. The results then presented were admittedly incomplete. It, therefore, seems desirable to present in Figure 5 results of continued investigation of high-chromium steels.

The graphs in Figure 5 are arranged in order of increasing chromium content, starting at the left of the upper row and ending at the right of the lower row. In the upper row are represented "stainless" iron and steel. The heat-treatment of these steels was adapted to produce physical properties suitable for use in machinery parts such as turbine blading. As shown by these graphs, the fresh-water corrosion-fatigue limit for these three steels is evidently between 35,000 and 40,000. For the stainless iron and steels represented in the previous paper⁵ and in Figure 5 the range of fresh-water corrosion-fatigue limits is from 30,000 to 40,000. For stainless iron and steel of the best quality the range may be assumed to be from about 35,000 to 40,000. And yet for the steels described in these two papers the tensile strength varies from about 60,000 to 120,000.

Steels of higher chromium content are represented in the lower row of Figure 5. Materials HE and HI-17 are partly austenitic. In chemical composition they differ only in percentage of carbon and silicon. The latter material on account of its high carbon content is much harder and less ductile than the former. The endurance limits are about in proportion to the tensile strength. The corrosion-fatigue limits, however, differ only slightly.

Material GQ and HR are austenitic steels. The latter, which has considerably more chromium than the former, has a slightly lower corrosion-fatigue limit in fresh water. This may possibly be due to the low elastic limit of the latter. Since for this material the fresh-water corrosion-fatigue limit is above the elastic limit, the corrosion-fatigue limit may be affected somewhat by the evolved heat. The salt-water corrosion-fatigue limits for these two alloys are practically the same.

A comparison of the graphs in Figure 5 would seem to indicate that with increase in chromium content from about 12 to 20% the fresh-water corrosion-fatigue limit tends to increase slightly. This tendency, however, may be masked by the influence of physical properties. Results presented in a previous paper seem to indicate even more strongly that the fresh-water corrosion-fatigue limit increases with increase in chromium content.

The salt-water corrosion-fatigue limit also apparently tends to increase with increase in chromium content. Making due allowance for the wide "scatter" of some graphs, possibly due to segregation of chromium, the results in Figure 5 seem to indicate that the corrosion-fatigue limit for stainless iron and steel is probably less than 25,000. Results for such material presented in a previous paper are as low as 15,000. For austenitic steels, GQ and HR, however, the salt-water corrosion-fatigue limit is evidently more than 30,000.

For these corrosion-resistant steels, as for carbon and ordinary alloy steels, the corrosion-fatigue limit apparently is little influenced by ordinary physical properties. For these steels however, the fresh- and salt-water corrosion-fatigue limits are from 50 to 100% higher than for carbon or ordinary alloy steels. For some of the high-chromium, high-nickel steels discussed in a previous paper⁵ the corrosion-fatigue limits are still higher.

PART III

FATIGUE AND CORROSION-FATIGUE OF NICKEL-COPPER ALLOYS

General Description of Graphs: — Stress-cycle graphs illustrating fatigue and corrosion-fatigue of nickel-copper alloys are shown in Figures 6 and 7. Graphs for nickel-copper alloys have been presented by the author in a recent paper⁶. Since that paper was published, however, additional results have been obtained with nickel-copper alloys of other compositions. It seemed desirable, therefore, to assemble in Figures 6 and 7, together with the new graphs, some of the graphs of nickel-copper alloys that have been presented in the previous paper⁶. This makes

it possible to compare the entire series of nickel-copper alloys and to determine the effect of varying proportions of nickel and copper. The alloys are arranged from right to left in order of decreasing nickel content.

Nickel and Monel Metal: — Fatigue and corrosion-fatigue graphs for strain-hardened nickel and monel metal are shown in Figure 6. The alloys had been cold rolled and then given a "low anneal" to relieve internal stress with practically no reduction of strength. In a previous paper ⁵ these graphs were presented in comparison with similar graphs for fully annealed material.

Results of ordinary fatigue tests in air are indicated by the curved solid lines. The fatigue graphs are typical for such material. They consist of curves descending toward a horizontal asymptote, the ordinate of which represents the "endurance limit". When extended upward sufficiently there is the usual reversal of curvature which has been described in previous papers ^{4, 5, 6}.

It will be noted that the corrosion-fatigue graphs for nickel and monel metal, as do the corrosion-fatigue graphs for steel, presented in a previous paper, ⁵ descend toward a horizontal asymptote, the "corrosion-fatigue limit". In the previous paper ⁶ it was shown that the corrosion-fatigue limits for strain-hardened nickel and monel metal are practically the same as for the corresponding fully-annealed material. Although cold working increases the endurance limit of nickel and monel metal about in proportion to the increase in tensile strength, it has practically no effect on the corrosion-fatigue limit.

A striking difference between the corrosion-fatigue graphs for nickel and monel metal is in the relative positions of the corrosion-fatigue graphs for fresh and salt water. For nickel the fresh-water corrosion-fatigue graph is above the salt-water corrosion-fatigue graph. For monel metal the fresh-water graph is the lower. It is worthy of note that the fresh-water corrosion-fatigue limits for nickel and monel metal are nearly the same.

Constantan: — Corrosion-fatigue graphs for this alloy are shown at the left of Figure 6. The strain-hardened material, HP-7.5, was given a "low anneal" for the purpose of relieving internal stress with practically no reduction of strength. Material HP-12 was in the fully annealed condition.

The ordinary fatigue graphs are typical of this kind of material. It will be observed that the fatigue graph for fully-annealed material HP-12, is unusually flat. This is due to the low thermal conductivity of this material. The relation between thermal conductivity and the form of the stress-cycle graph has been discussed in a previous paper ⁴.

The corrosion-fatigue graphs are similar in form to the corresponding graphs for monel metal. It will be observed that for constantan, as for monel metal, the fresh-water corrosion-fatigue graph is below the salt-water corrosion-fatigue graph. For constantan the corrosion-fatigue graphs show considerable "scatter". This "scatter" in the graphs for the strain-hardened material may be due in part to incomplete removal of internal stress. That the specimens representing the lower part of the graphs for HP-7.5 were under considerable internal stress is indicated

by the report of the machinists that these specimens showed a tendency to warp. This may account for the fact that these specimens, especially those representing salt-water corrosion-fatigue, showed a tendency to break sooner than had been expected, thus delaying the approach to the horizontal asymptote.

A comparison of the corrosion-fatigue graphs for materials HP-7.5 and HP-12 will show that the horizontal asymptote of the former is probably slightly lower than that of the latter. This may be due to the above mentioned internal stress in specimens of material HP-7.5. In part, however, it may be due to a rather large number of non-metallic inclusions. These would probably lower the corrosion-fatigue limit of the strain-hardened more than that of the fully annealed material.

Sufficient specimens were not available to determine the corrosion-fatigue limit of either strain-hardened or fully-annealed material with accuracy. The average fresh-water corrosion-fatigue limit for the annealed material, however, is probably about 21,000. For the strain-hardened material the corresponding limit is probably about 19,000. These values are slightly lower than the fresh-water corrosion-fatigue limits for the nickel and monel metal.

The Form of the Corrosion-Fatigue Graph: — The form of the corrosion-fatigue graph for these nickel-copper-alloys is of considerable interest. At stresses well above the endurance limit each of the corrosion-fatigue graphs in Figure 6 has a downward convexity and tends to follow in a general way the form of the endurance graph. This part of the corrosion-fatigue graph is sometimes above and sometimes below the fatigue graph. The relative position depends on the opposing chemical and thermal effects of the water stream.

At some point in its descent, the corrosion-fatigue graph reverses its curvature and begins to descend rapidly below the corresponding fatigue graph. With further descent there is a second reversal of curvature and the corrosion-fatigue graph now approaches a horizontal asymptote. Evidence for this complexity of form does not depend on individual graphs such as those for materials EO-6 and EP-8, but on graphs for a great variety of material. The complexity is more conspicuous in graphs for fully-annealed nickel and monel metal (as shown in a previous paper)⁵ than for the strain-hardened material.

The corrosion-fatigue graphs shown in Figure 6 are made up of three distinct curves. Other corrosion-fatigue graphs to be described later are made up of four distinct curves. It is worthy of note that in these graphs for nickel-copper alloys the point of lowest reversal is near the endurance limit.

For nickel-copper alloys the abscissa at which the corrosion-fatigue graph begins to descend rapidly below the corresponding fatigue graph is greater than for steels, except possibly for some corrosion resistant steels. Whereas for carbon steels the point of separation is about hundred thousand cycles or less, the corresponding point for the nickel-copper alloy varies from a little less than a million to more than ten million cycles.

29 : 67 Nickel-Copper Alloy: — The two series of graphs at the right of Figure 7 represent an alloy with about 29 % nickel, the remainder being copper with the

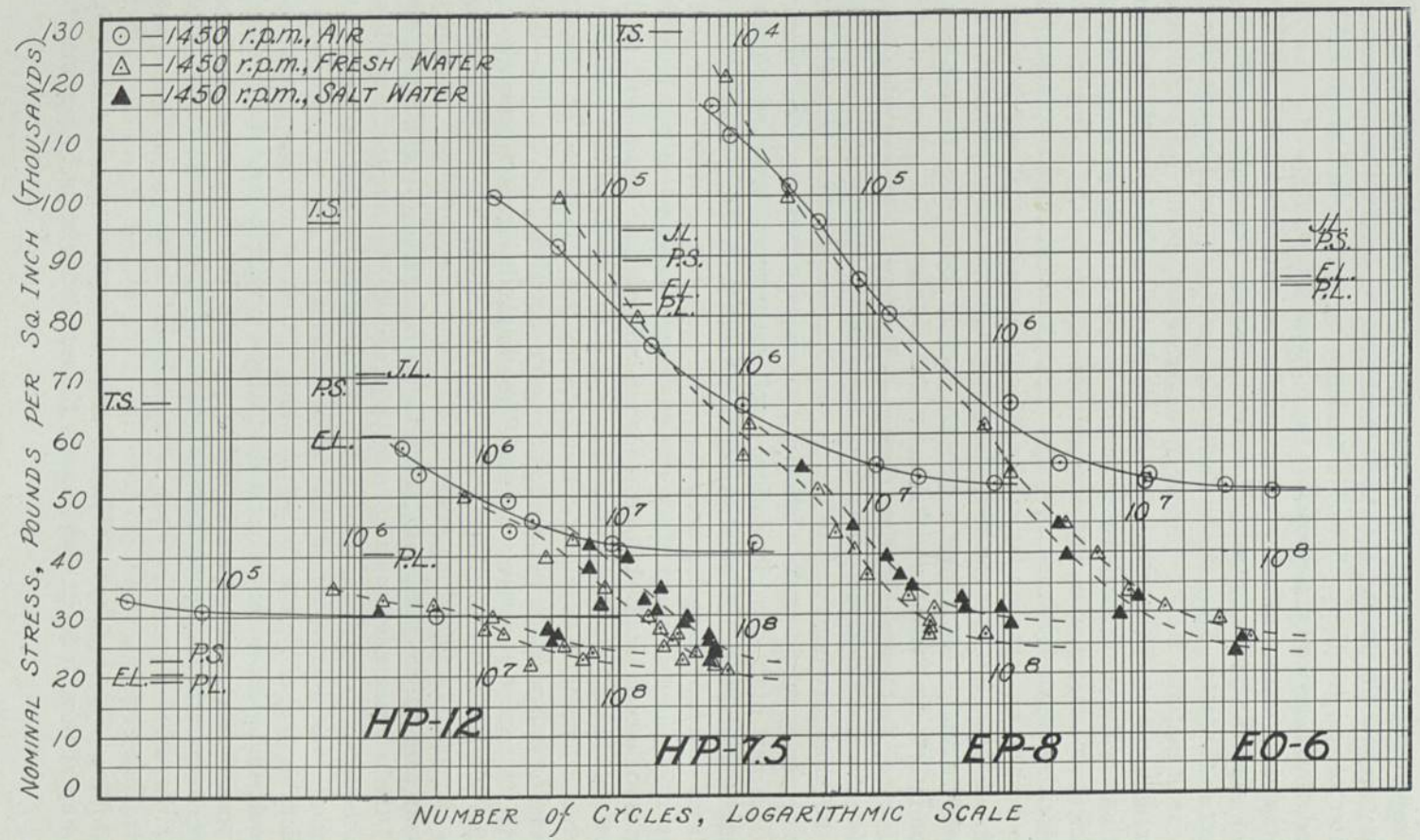


FIG. 6

usual small amount of manganese and somewhat more than the usual small amount of iron. The graph at the right of the figure represents strain-hardened material and the adjacent graph represents fully-annealed material.

The corrosion-fatigue graphs for this alloy have the above described complex form. For this alloy, as for monel metal and for constantan, the salt-water corrosion-fatigue graph is above the fresh-water corrosion-fatigue graph. The corrosion-fatigue limits for strain-hardened and for fully-annealed material are practically the same. Moreover the fresh-water corrosion-fatigue limit is approximately the same as for nickel and for monel metal, but slightly higher than for the sample of constantan represented in Figure 6.

A few results obtained in investigation of the effect of prior corrosion followed by fatigue are shown in Figure 7. The method of making these tests and representing them in the graphs has already been described. It will be observed that for this material prior corrosion for the periods indicated has had little effect on the fatigue resistance, although corrosion-fatigue for the same period would have caused the specimen to fail at much lower stress. In this respect this nickel-copper alloy differs greatly from the aluminum alloys to be described later.

21 : 78 Nickel-Copper Alloy: — Graphs for this alloy were presented in a previous paper ⁶. They are repeated here because of an interesting relationship to be described.

Corrosion-fatigue graphs for the strain-hardened material HE-4, in their upper regions run nearly parallel to the fatigue graph. At about ten and twenty million cycles respectively, the fresh and salt-water corrosion-fatigue graphs begin their descent below the corresponding fatigue graphs. The fresh-water corrosion-fatigue limit is about 22,000; the salt-water corrosion-fatigue limit is somewhat higher. The corrosion-fatigue limits for this alloy are nearly the same as for the other nickel-copper alloys previously described.

The endurance limit for the fully-annealed material HE-14, is well below the corrosion-fatigue limit of the strain-hardened material HE-4. The corrosion-fatigue limit of the strain-hardened material therefore, is between the endurance limits of strain-hardened and of fully-annealed material. In this respect the 21 : 78 nickel-copper alloy differs from the nickel-copper alloys previously described.

For the fully-annealed material, HE-14, the results obtained with fresh and salt water are above the ordinary fatigue graphs. The results are best represented by a single graph. Although in the upper part of the graph the individual results show considerable "scatter", there is apparently no difference between the effects of fresh and salt water on the fully-annealed material. The graph representing results obtained with fresh and salt water is below the corrosion-fatigue graph for strain-hardened material. These facts would seem to indicate that the effect of fresh or salt water on the fully-annealed material is chiefly thermal. The thermal effects of a water stream have been discussed in a previous paper ⁴.

Evidently, therefore, with the fully annealed 21 : 78 alloy the physical limitations are such that true corrosion-fatigue phenomena are not encountered. The intrinsic corrosion-fatigue limit is above the endurance limit. Only after a suitable

strengthening process such as cold working can the intrinsic corrosion-fatigue limit for this alloy be encountered.

Copper: — The two graphs at the left of Figure 7 are taken from a previous paper ⁶. They illustrate the effect of fresh and salt water on strain-hardened and on fully-annealed copper. It will be noticed that for each material the stress-cycle graph representing results of tests in fresh and salt water is above the corresponding fatigue graph. As for material HE-14, there is apparently no difference between the effects of fresh and salt water on either strain-hardened or annealed copper. The evidence indicates that for this material true corrosion-fatigue phenomena are not encountered, and that the elevating effect of the water stream on the stress-cycle graph is not chemical but thermal. Absence of true corrosion-fatigue phenomena is not due to lack of chemical action, for the surfaces of the specimens tested in water become heavily coated with corrosion products. The general attack is apparently greater than on the nickel-copper alloys previously described. Absence of true corrosion-fatigue phenomena therefore, is probably due to the physical limitations of the material. For both strain-hardened and fully-annealed copper the intrinsic corrosion-fatigue limit, for fresh or salt water, is above the endurance limit. In this respect copper is similar to the previously discussed 21 : 78 nickel-copper alloy.

As illustrated in Figure 7, the endurance limit increases from that of hot-rolled copper on the left to that of strain-hardened 29 : 67 alloy on the right. For the first three graphs, the endurance limit is below the intrinsic corrosion-fatigue limit. For the remaining three graphs, and for all the graphs in Figure 6, the endurance limit is high enough to permit determination of the intrinsic corrosion-fatigue limit. The intrinsic corrosion-fatigue limit is approximately constant for a range of nickel content at least between about 21 and 99 %.

Relationship between Chemical Composition and Corrosion-Fatigue Limit for Nickel-Copper Alloys: — To determine the full composition range for approximate constancy of the intrinsic corrosion-fatigue limit experiments will be necessary with severely cold-worked material having less than 21 % nickel. It would be difficult to extend this range experimentally much below 21 % nickel, because of the rapidly decreasing strength of the material (even of severely cold-worked material) with further decrease of nickel content. It seems not improbable, however, that the range of approximate constancy of the intrinsic corrosion-fatigue limit may extend from about 99 % nickel nearly to pure copper. This idea is suggested by consideration of the electrolytic potentials of the nickel-copper alloys and also by some experiments now under way with an alloy containing only 2½ % nickel.

To account for the observed constancy of the corrosion-fatigue limit over a wide composition range two hypotheses suggest themselves. A possible reason for the constancy would be the presence in this series of alloys of small quantities of a second phase of nearly constant composition. Such a constant phase might be expected to cause failure under corrosion-fatigue at about the same stress range

for the entire series of alloy. Such a phase, magnesium sulphide, exists in nickel-copper alloys in small particles and in small quantities.

It does not seem probable, however, that the constancy of the corrosion-fatigue limit is due to magnesium sulphide or to any other phase present in small quantities and in very small particles. Such particles would probably be regions of concentration of stress and corrosion just as are the non-metallic inclusions in steel. It seems probable, however, that the corrosion-fatigue limit, (as does the fatigue limit) depends chiefly on the properties of the predominant phase.

Another possible hypothesis is that the observed constancy of the corrosion-fatigue limit for a wide range of composition depends chiefly on the electrolytic potential of the alloy. N. T. Gordon and D. P. Smith¹¹ showed that the electrolytic potential of the nickel-copper alloys in a normal solution of their mixed sulphates varies from + 0.585 to 0.563 volt over a range of composition from 5.3 to 93.2 % nickel. Some preliminary experiments at the Naval Experiment Station, using the fresh and salt water that were used in the corrosion-fatigue experiments, indicate that the electrolytic potential varies only slightly throughout the entire composition range at least between about 2½ and 99 % nickel. It should be remembered however, that corrosion-fatigue depends not on the potential of the specimen as a whole but on the potential in the regions where it is a maximum. Such regions are inclusions, grain boundaries and slip lines. This maximum potential is not known. Comparison of average potentials, of various alloys however, probably gives a rough idea of the relationship between maximum potentials. It seems possible, therefore, that for nickel-copper alloys the maximum electrolytic potential under cyclic stress at the corrosion-fatigue limit varies only slightly over nearly the entire range of composition.

Whether the observed approximate constancy of the electrolytic potential has any theoretical connection with the observed relative constancy of the intrinsic corrosion-fatigue limit or is merely a coincidence must be decided later.

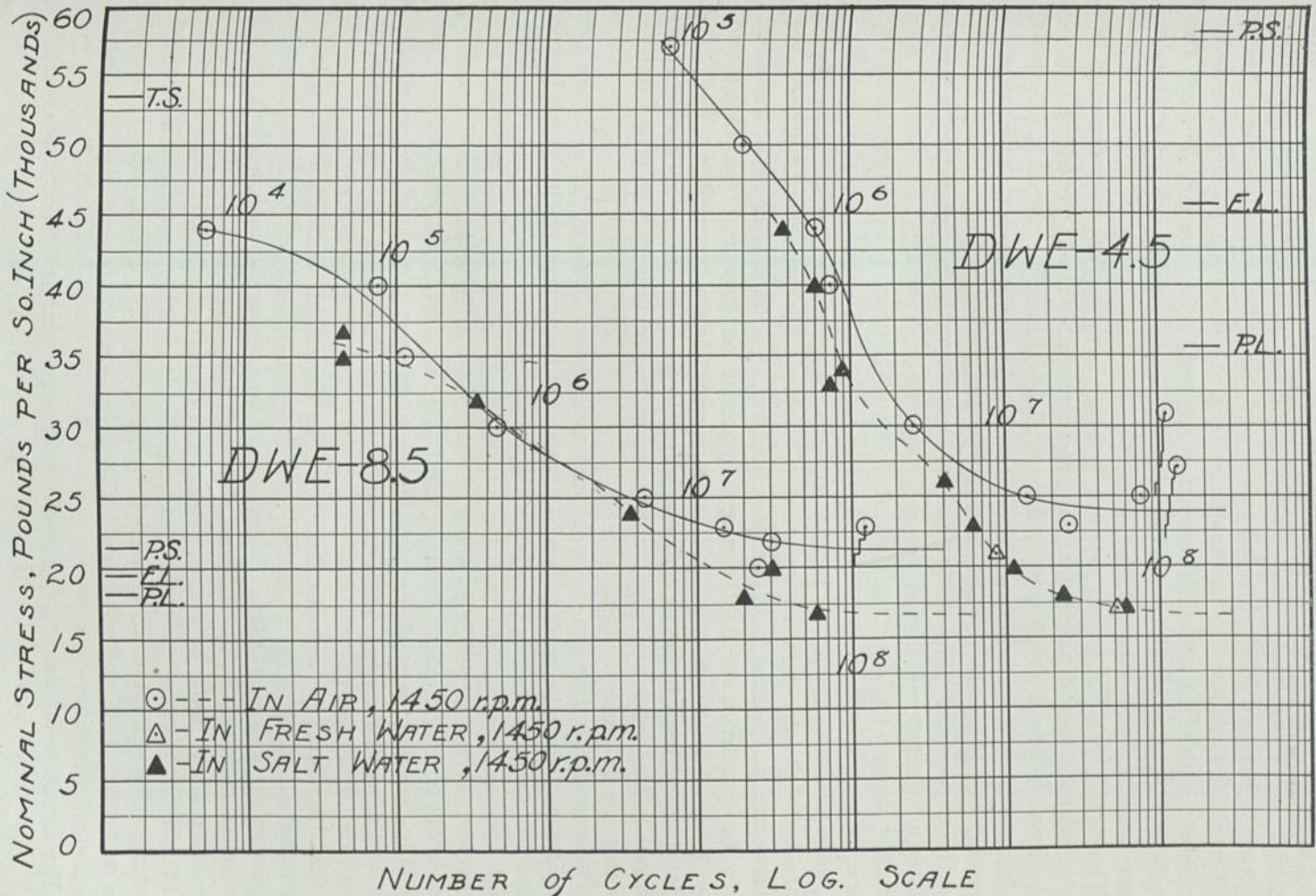
PART IV

FATIGUE AND CORROSION-FATIGUE OF COPPER-ZINC ALLOYS

Fatigue and corrosion-fatigue graphs for copper-zinc alloys are shown in Figures 8, 9 and 10. These alloys will be discussed in order of decreasing zinc content.

Muntz Metal: — The graphs in Figure 8 represent a copper-zinc alloy of duplex microstructure. The zinc content of this alloy is somewhat less than that of typical Muntz Metal. The set of graphs on the right of Figure 8 represents Muntz Metal that was cold drawn and then given a "low anneal" to relieve internal stress. The set of graphs on the left of the figure represents fully-annealed material.

The fatigue graphs are of the usual form. They consist of curves descending toward a horizontal asymptote. With upward extension there is the usual reversal of curvature. For copper and the nickel-copper alloys, cold working, followed by a



NUMBER of CYCLES, LOG. SCALE

FIG. 8

low anneal increases the endurance limit in proportion to the increase in tensile strength. With copper-zinc alloys, however, it has not yet been found possible to attain this result. With these alloys the increase in the endurance limit due to cold working has always been found less than in proportion to the increase in tensile strength. This is well illustrated by the graphs in Figure 8. Though the tensile strength has been increased nearly 60 % due to cold working, the endurance limit has been increased only about 10 %.

The corrosion-fatigue graphs are of the complex form that has been observed for nickel-copper alloys. For the strain-hardened material DWE-4.5 the upper part of the corrosion-fatigue graph runs nearly parallel to the fatigue graph. At about the endurance limit there is a reversal of curvature, a rapid descent, and again an approach to a horizontal asymptote. This graph is made up of four distinct curves. For this copper-zinc alloy, as for nickel-copper alloys, the corrosion-fatigue limits of strain-hardened and of fully-annealed material are practically the same. Apparently also the fresh and salt-water-corrosion-fatigue graphs are practically the same.

Saturated Alpha Brass: — Fatigue and corrosion-fatigue graphs for saturated alpha brass are shown in the upper half of Figure 9. The two sets of graphs on the right represent material from the same heat but in different degrees of hardness. The set of graphs on the right represents material that had been cold worked and then given a low anneal. The adjacent set represents fully-annealed material.

It will be observed that for this material cold working has caused considerable increase in the endurance limit, though the increase is less than in proportion to the increase in tensile strength.

The corrosion-fatigue graph for the strain-hardened material EG-4.5 has the previously discussed complex form. Although the upper part of this graph is well below, it is approximately parallel to the fatigue graph. At about the endurance limit, there is a reversal of curvature, a rapid descent, and again an approach to a horizontal asymptote. Sufficient material was not available for accurate determination of the corrosion-fatigue limits. These limits, however, for strain-hardened and for fully-annealed material are probably about the same. It should be noted that for this alloy the corrosion-fatigue limit is somewhat lower than for the alloy illustrated by Figure 8.

The three sets of graphs to the left of the upper half of Figure 9 represent saturated alpha brass from another heat. Material EB-4.5 had been moderately cold-worked; material EBA-4.5 had been more severely cold worked. Some specimens from these two lots were afterward fully annealed, the results are represented in the figure by the set of graphs at the extreme left.

It will be observed that the endurance limit of the severely cold-worked material EBA-4.5 has been only slightly improved while the endurance limit of the moderately cold worked material EB-4.5 has apparently been slightly lowered by the cold working.

The corrosion-fatigue graphs show considerable "scatter". The results seem to

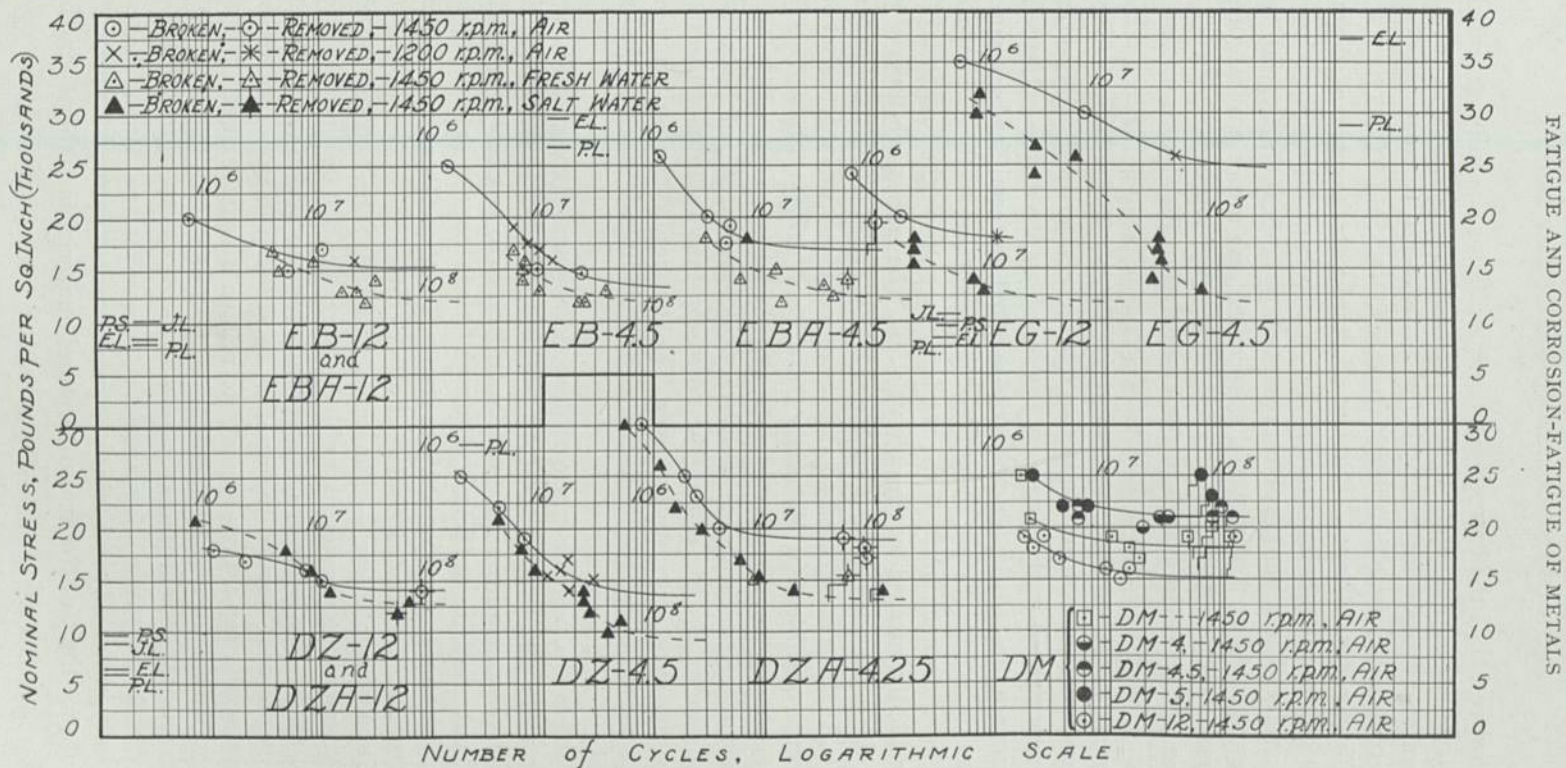


Fig. 9

indicate, however, that the corrosion-fatigue limits for the fully annealed, moderately cold-worked, and severely cold-worked material are practically the same. The fresh-water corrosion-fatigue limit for this material is about the same as the salt-water corrosion-fatigue limit for Materials EG-4.5 and EG-12.

70 : 30 Copper-Zinc Alloy: — The set of graphs at the right of the lower half of Figure 9 represents previously published¹² results of fatigue tests on a 70 : 30 copper-zinc alloy. The lower graph represents fully-annealed material, the middle graph represents cold worked material as received, the upper graph represents the same material after a "low anneal" to relieve internal stress.

The other three sets of graphs in the lower half of Figure 9 represent material from the same heat, but in three different degrees of hardness. Material DZ-4.5 had been moderately cold-worked, and material DZA-4.25 had been severely cold-worked. Some specimens from these two lots were afterward fully annealed; the results are represented in the figure by the set of graphs at the extreme left.

The endurance limit of the severely cold-worked material has been considerably improved by the cold working, though not in proportion to the increase in tensile strength. The endurance limit of the moderately cold-worked material, however, has been decidedly lowered by the cold working. The endurance limit is decidedly lower than the endurance limit of material DM-4.5 as shown at the extreme right of the figure. As these materials had all been given a low anneal for relief of internal stress, it seems possible that Materials DZ-4.5 and DZA-4.5 have been damaged somehow in cold working.

The corrosion-fatigue limits of the severely cold-worked and of the fully-annealed material are practically the same. The corrosion-fatigue limit of the moderately cold-worked material is decidedly lower. The damage to the ordinary endurance limit of this material has resulted in a corresponding damage to the corrosion-fatigue limit.

Internal stress is a possible cause of the low fatigue and corrosion-fatigue limits. It seems possible also that in the cold working, small discontinuities have been formed. Such discontinuities may not be sufficient to weaken greatly the tensile properties, but may be sufficient, through stress concentration, to lower the apparent fatigue and corrosion-fatigue limits. Further discussion of this subject will be deferred until after description of other graphs.

80 : 20 Copper-Zinc Alloy: — The set of graphs at the right of the upper half of Figure 10 represents previously published¹⁰ results of fatigue tests on a 80 : 20 copper-zinc alloy. The lower graph represents fully-annealed material, the middle graph represents cold-worked material as received, the upper graph represents the same material after a "low anneal" to relieve internal stress.

The other two sets of graphs in the upper half of Figure 10 represent material from another heat, in two different degrees of hardness. Material HY-4.5 had been cold-worked and then given a low anneal to relieve internal stress. Material HY-9 was in the fully-annealed condition.

The endurance limit of the strain-hardened material is higher than that of the

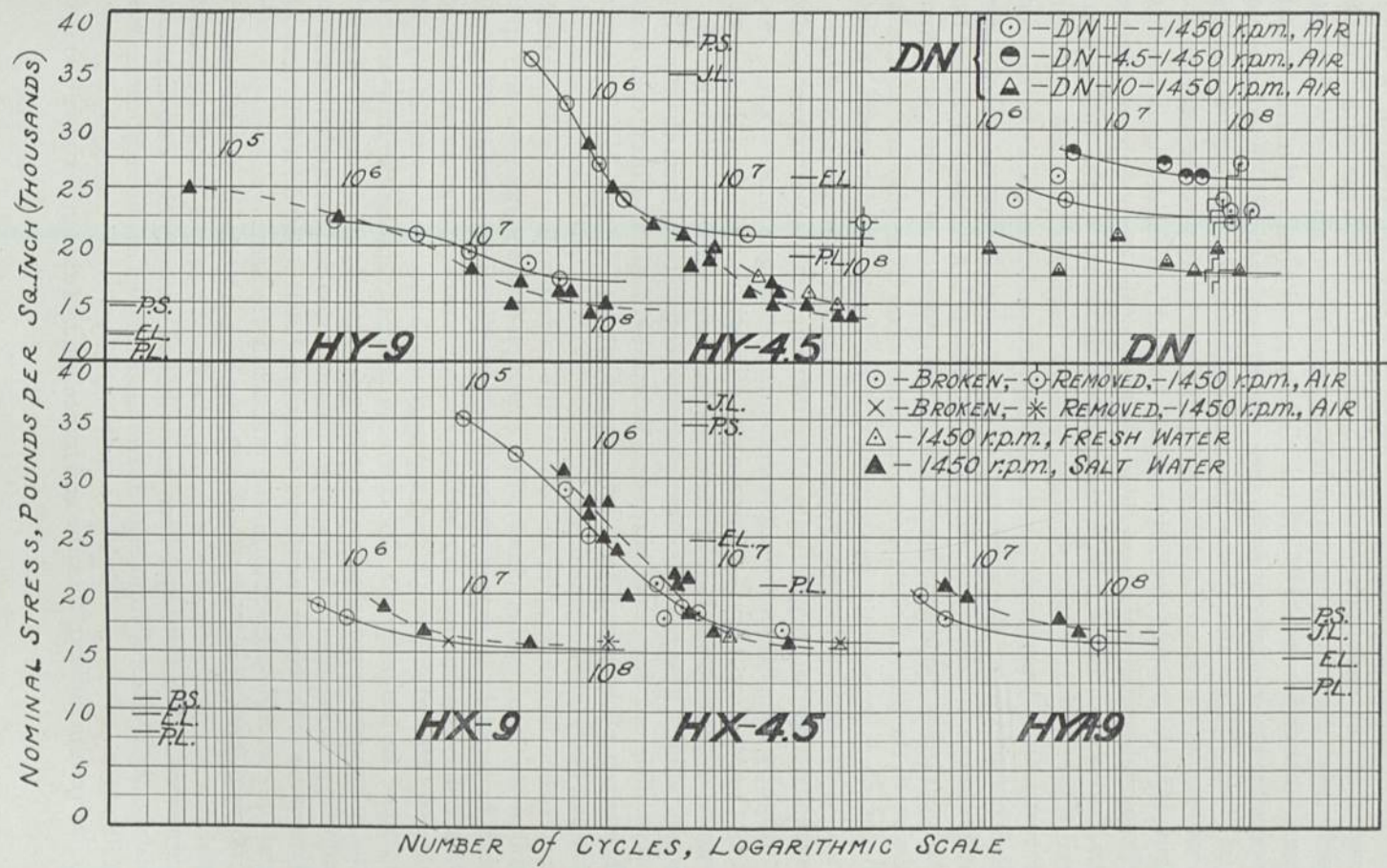


Fig. 10

fully-annealed material. The increase in endurance limit due to cold working, however, is less than in proportion to the increase in tensile strength. It will be observed that the endurance limit of the strain-hardened material HY-4.5 is decidedly lower than that of material DN-4.5 represented at the extreme right of the figure, though material DN-4.5 has slightly lower tensile strength. It hardly seems possible that the inferior endurance properties of material HY-4.5 are due to internal stress. This material was annealed at the same temperature and three times as long as was material DN-4.5. The inferiority is probably due to some damaging effect of the cold working, possibly to small discontinuities in the metal. Such flaws might greatly weaken fatigue resistance of the strain-hardened material HY-4.5 but weaken only slightly the fatigue resistance of the fully-annealed material HY-9.

The corrosion-fatigue graph for the strain-hardened material is of the above described complex form. The upper part of the graph in its descent follows closely the fatigue graph. At about the endurance limit there is a reversal of curvature, a rapid descent below the fatigue graph, and a final approach to a horizontal asymptote. Owing to the flatness of the corrosion-fatigue graph for fully-annealed material, the graph is apparently less complex than the graph for strain-hardened material. As was expected, the corrosion-fatigue limits for strain-hardened and for fully-annealed material are practically the same. The fresh-water corrosion-fatigue limit is slightly higher than the salt-water corrosion-fatigue limit.

85 : 15 Copper-Zinc Alloy: — The two sets of graphs at the left of the lower half of Figure 10 represent results of fatigue and corrosion-fatigue tests on a 85 : 15 copper-zinc alloy. These two sets of graphs represent material from the same heat, but in two different degrees of hardness. Material HX-4.5 had been cold worked and then given a low anneal to relieve internal stress. Material HX-9 after cold working had been fully annealed.

The corrosion-fatigue graphs are so near the corresponding fatigue graphs that they follow the latter rather closely. The corrosion-fatigue graph for the strain-hardened material in its upper regions is above the fatigue graph. At a point somewhere between one and ten million cycles, however, the corrosion-fatigue graph crosses the fatigue graph and approaches a horizontal asymptote slightly below that of the fatigue graph. The corrosion-fatigue graph for the fully-annealed material in its upper regions is above the fatigue graph. In its descent, however, it gradually approaches the fatigue graph. The corrosion-fatigue limit is evidently about the same as the endurance limit. For strain-hardened and for fully annealed material the corrosion-fatigue limits are practically the same.

91 : 8 : 1 Copper-Zinc-Tin Alloy: — Owing to a mistake, a short bar of this material was received with a lot of bars of the 85 : 15 copper zinc alloy. Fatigue and corrosion-fatigue tests had been made before the mistake was discovered. Results obtained with fully annealed material are shown at the right of the lower half of Figure 10.

The few results indicate that the endurance limit of this material is about the

same as that of fully-annealed 85 : 15 Copper-Zinc Alloy. The graph representing results of tests in salt-water is above the fatigue graph. Apparently, however, the horizontal asymptotes of the fatigue and corrosion-fatigue graphs are not far apart. The superiority of the graph representing results of tests on salt-water may be due chiefly to the cooling effect. The evidence presented, however, merely shows that the intrinsic corrosion-fatigue limit for this alloy is not below the endurance limit of fully annealed material.

Relationship between Chemical Composition and Corrosion-Fatigue Limits: — The series of corrosion-fatigue graphs, shown in Figures 8, 9 and 10, represent a range of zinc content from 15 to 37 %. A superficial comparison of these graphs shows no clear relationship of corrosion-fatigue limit to zinc content. Closer study, however, indicates that the observed irregular variation of corrosion-fatigue limit with composition is due to abnormality of some of the samples. To illustrate this relationship, corrosion-fatigue limits taken from Figures 8, 9 and 10 have been plotted against zinc content in Figure 11. For comparison, there have been also plotted endurance limits, tensile strengths, proof stresses, and elastic limits for the same alloys (in the fully-annealed condition) and for other samples that have been discussed in previous papers.^{9, 12}

The three graphs in the upper and middle space in Figure 11 illustrate the relationship of tensile strength, proof stress, and elastic limit to chemical composition. The graphs in the lower space illustrate relationship of endurance limit and corrosion-fatigue limit to chemical composition.

Graphs drawn strictly in accordance with all the experimental points in Figure 11, follow the irregular course of the dot-and-dash lines. It will be observed that for all the graphs this irregularity in the dot-and-dash lines is of similar form. It is also worthy of note that the experimental points that cause the dip in each graph represent samples that showed little or no improvement in the endurance limit by cold working.

If these points (possibly representing material damaged by cold working) be disregarded, smooth curves may be drawn to represent the tensile strength and endurance-limit graphs, practically straight sloping lines may be drawn to represent the proof-stress and elastic limit graphs, and a straight horizontal line may be drawn to represent the corrosion-fatigue graph. The solid lines in the figure have been so drawn.

The curved solid-line graphs for tensile strength and endurance limit represent a rational relationship of these physical properties to chemical composition. The dot-and-dash lines represent no such rational relationship. There is no conceivable reason why the tensile strength, proof stress, elastic limit and endurance limit for a normal annealed alloy containing 35 % zinc should be lower than for alloys containing 15 or 20 % zinc. If, then, the true relationship of tensile properties and endurance limit to chemical composition is best represented by the solid lines, the true relationship of corrosion-fatigue limit to chemical composition is best represented in Figure 11 by the solid horizontal line. It seems probable, therefore, that the

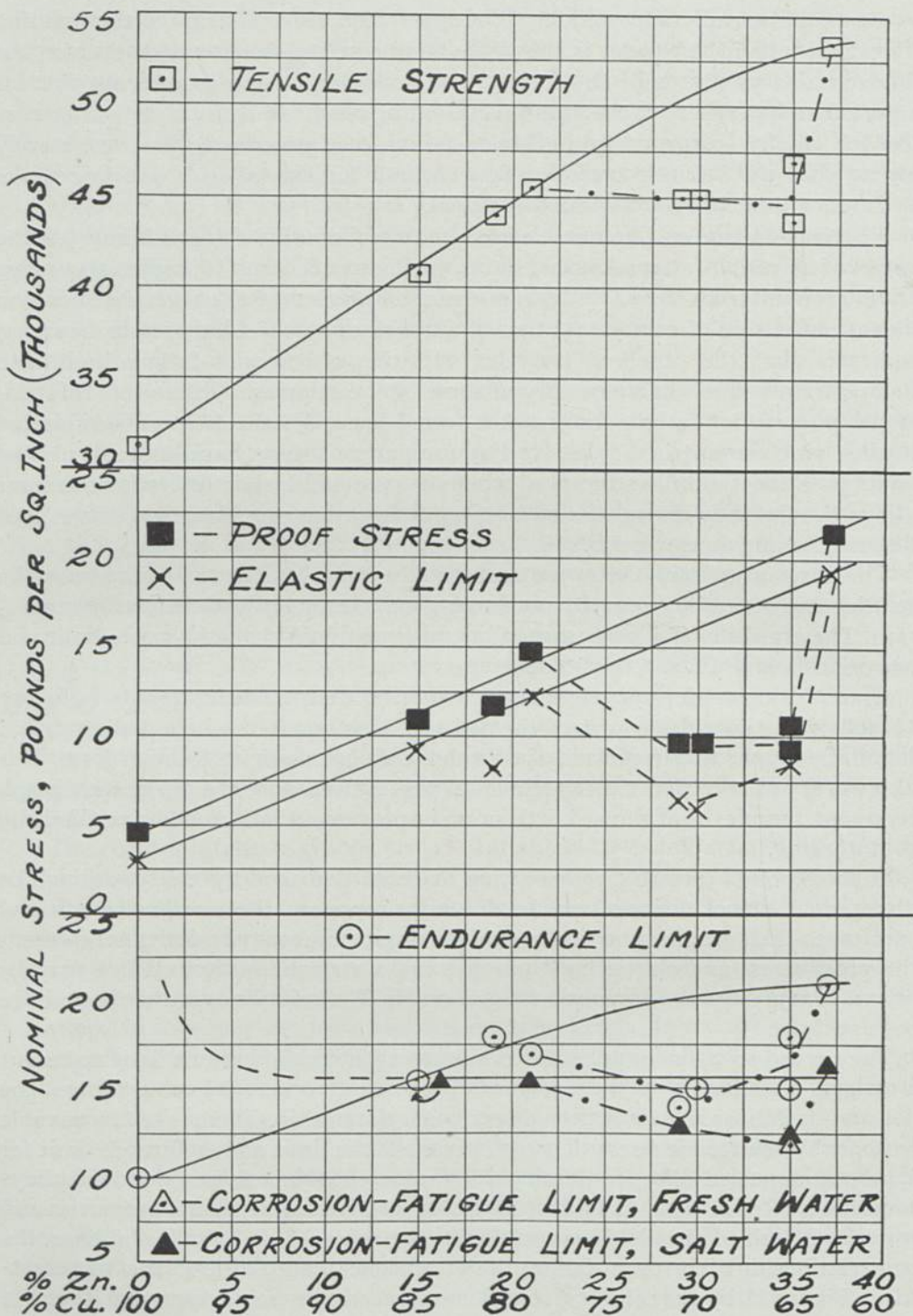


FIG. 11

intrinsic corrosion-fatigue limit for a range of zinc content at least between 15 and 37 % is practically constant. For salt-water corrosion the intrinsic corrosion-fatigue limit for this series is probably about 15,000 to 16,000 lb. per sq. in.

Preliminary experiments at the Naval Engineering Experiment Station indicate that the electrolytic potential in salt water is nearly constant between about 5 and 37 % zinc. Between the 5 % zinc alloy and pure copper, however, there is a decided drop of potential. Whether the approximate constancy of electrolytic potential over a wide range of zinc content has any theoretical relationship to the approximate constancy of the corrosion-fatigue limit or is merely a coincidence must be decided later. It will be remembered however, that a similar apparent relationship between corrosion-fatigue limit and potential has been noted above for nickel-copper alloys.

That the range of constancy extends to a still lower zinc content seems probable. It will be remembered that for the cold-worked copper illustrated in Figure 7 the corrosion-fatigue limit is above the endurance limit, which is about 17,000 lb. per sq. in. The intrinsic corrosion-fatigue limit for copper is probably much above 17,000. The corrosion-fatigue graph in Figure 11, therefore, if extended to the left should not turn downward. Drawn in accordance with electrolytic potential the graph, if extended to the left, should be practically horizontal to an abscissa representing less than 5 % zinc; the graph should then turn upward. A broken line graph representing relationship of intrinsic corrosion-fatigue limit to chemical composition has been so drawn in Figure 11. The upward curvature in this graph is of merely qualitative significance.

The evidence presented in Figures 8 to 11 inclusive, therefore seems to indicate that for copper-zinc alloys as for nickel-copper alloys the intrinsic corrosion-fatigue limit over a wide range of composition is practically constant. For copper-zinc alloys in salt water, this intrinsic corrosion-fatigue limit is only about two-thirds the corresponding limit for nickel-copper alloys.

PART V

FATIGUE AND CORROSION-FATIGUE OF HEAVY COPPER-ALUMINUM ALLOYS

The graphs shown in Figures 12 and 13 represent results obtained with heavy copper-aluminum alloys. These aluminum bronzes all contain about 3 % iron. They are arranged in order of increasing aluminum content, which ranges from 7.49 to 12.57 %.

In Figure 12 the graph on the left represents results of fatigue and corrosion-fatigue tests of an aluminum bronze. Both the fatigue and corrosion-fatigue graphs are of normal form. Disregarding results obtained with one apparently abnormal specimen, the fresh-water corrosion-fatigue limit is probably about 24,000. The salt-water corrosion-fatigue limit is little if any lower.

In Figure 13 are shown some incomplete corrosion-fatigue graphs obtained with

other aluminum bronzes. The two sets of graphs at the left represent results obtained with a few specimens remaining after a previous investigation of ordinary fatigue of aluminum bronzes. Though the results are too few to give accurate indication of the corrosion-fatigue limits they seem to show that for these alloys the corrosion-fatigue limits are practically the same as for material IA represented in Figure 12.

The two sets of graphs at the right of Figure 13 represent aluminum bronzes recently received for investigation. The results are very irregular. The few results already obtained seem to indicate that for these alloys the fresh-water corrosion-fatigue limit is more than 30,000, almost equal to that of stainless iron or steel. If so, these alloys have the highest corrosion-fatigue limits of any non-ferrous metals yet investigated. Reasons for the superiority of these two aluminum bronzes over the other aluminum bronzes represented in Figures 12 and 13 are not apparent. It should be noted, however, that in addition to the iron, one of these alloys contains a small percentage of manganese and the other a small percentage of tin. Possibly in corrosion these alloys form a complex oxide that is relatively impervious.

At the right of Figure 12 are shown some results of prior corrosion fatigue of material IA. For comparison the stress-cycle lines A and B shown at the left of Figure 12 have been repeated on the right. Corrosion for 5 days evidently has practically no effect on the fatigue resistance, and corrosion for 11 days has only slight effect although simultaneous corrosion and fatigue for the same periods would have caused failure at much lower stresses. As shown by curve C, corrosion for about 25 days, however, apparently lowers the fatigue resistance considerably. It should not be assumed, however, that the lowering of the fatigue limit by prior corrosion followed by fatigue is due entirely to the effects of prior corrosion. It seems quite possible that the products of corrosion may act as accelerators of atmospheric corrosion. Results obtained with such a previously corroded specimen therefore may be influenced somewhat by corrosion-fatigue.

In stressless corrosion, moreover, the specimens were slowly revolved in a stream of water. Experiments to be described in a later paper seem to indicate that for some reason the corrosion conditions for these slowly revolved specimens were a little more severe than for the rapidly revolved corrosion-fatigue specimens.

PART VI

CORROSION-FATIGUE OF LIGHT ALUMINUM ALLOYS

Corrosion-Fatigue of Duralumin: — Corrosion-fatigue of some aluminum alloys was discussed in a previous paper⁶. Graphs were presented illustrating corrosion-fatigue of aluminum, aluminum-manganese alloy, and duralumin. For all these materials the corrosion-fatigue limits were found to be much below the corresponding endurance limits. The results presented in the previous investigation indicated that much additional investigation was needed to answer the various questions

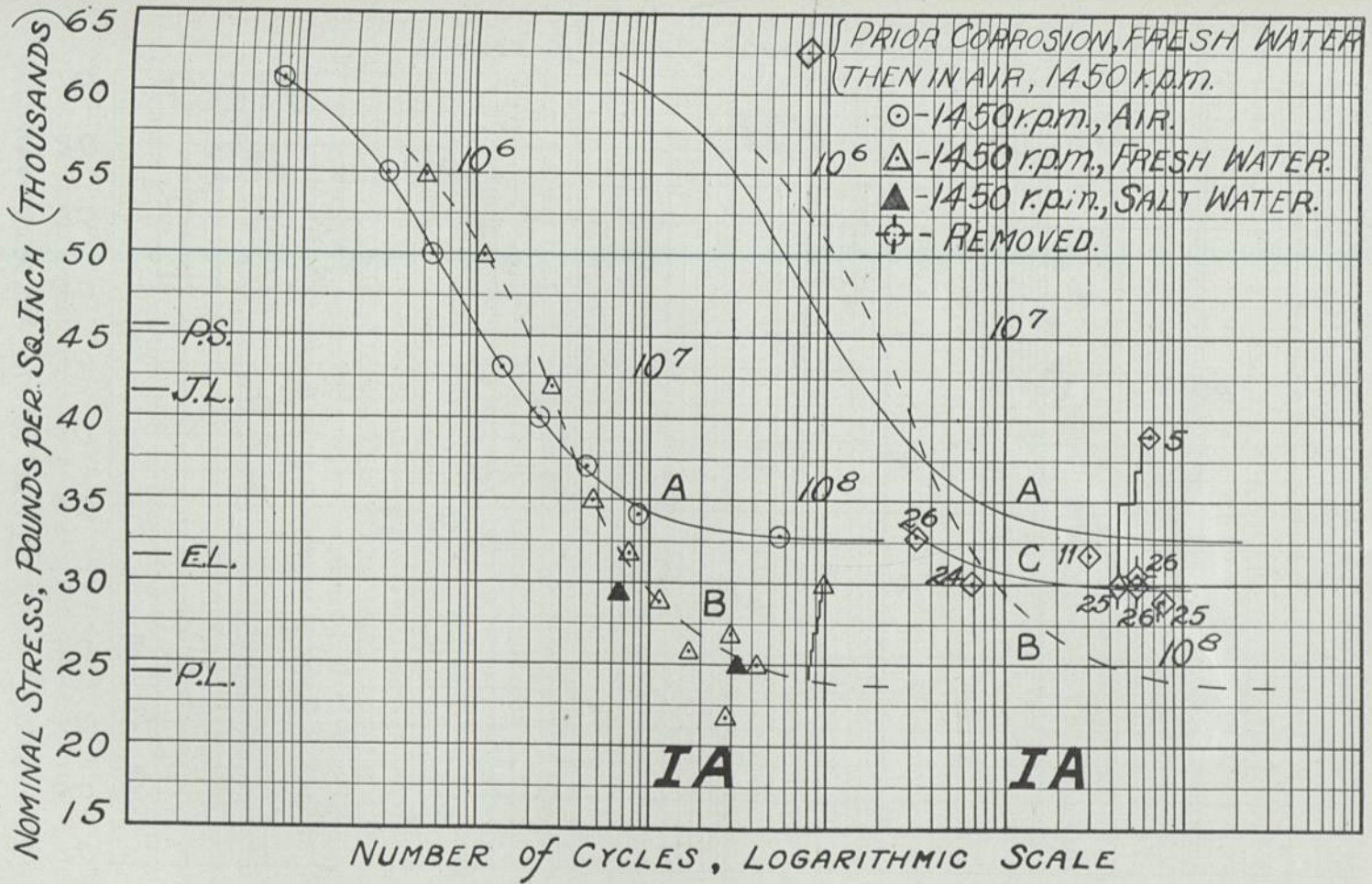


Fig. 12

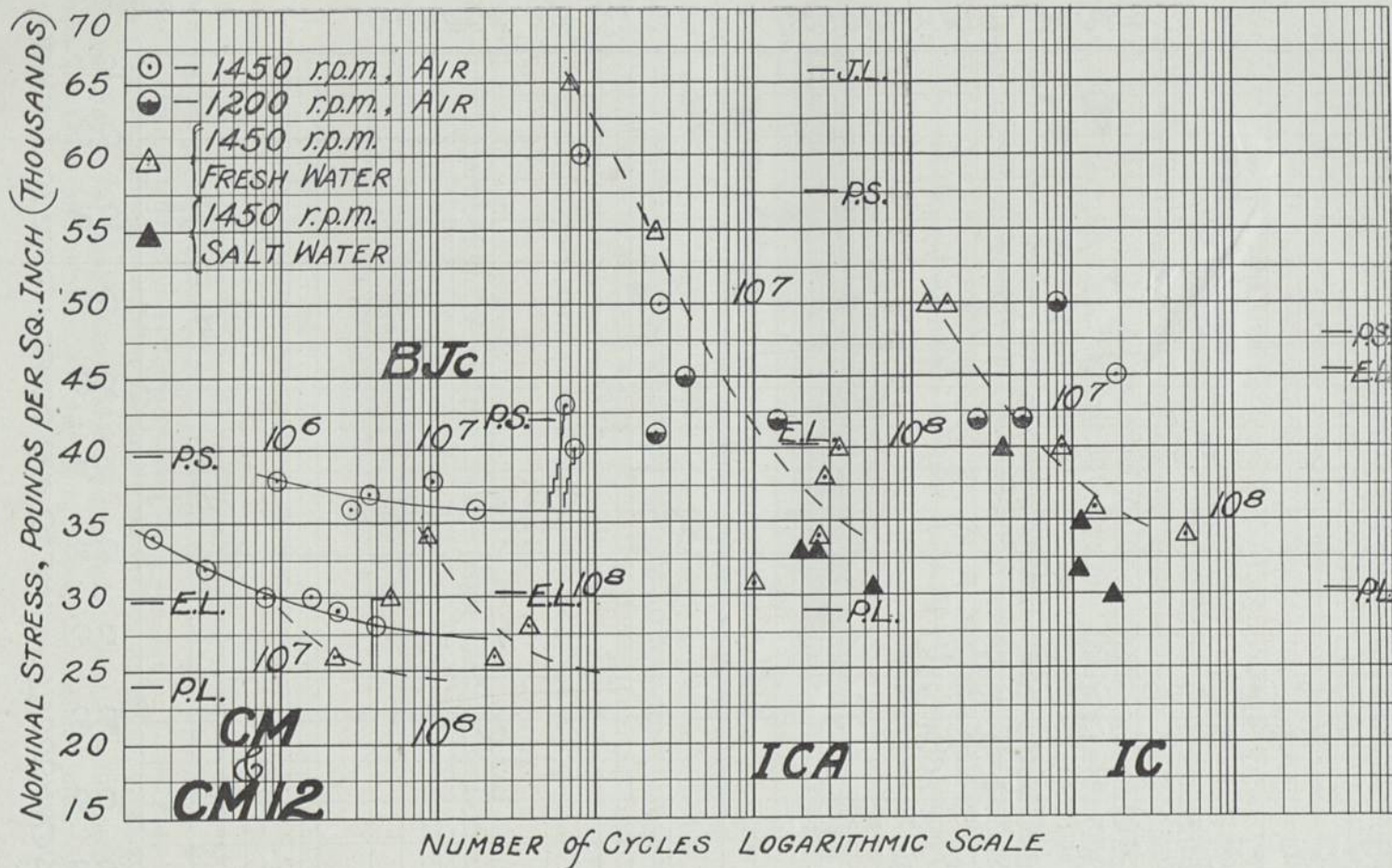


FIG. 13

that arose. Among the most important of these questions was the effect of various protective coatings.

For the continued investigation, 1 in. round bars were obtained from the Naval Aircraft Factory. This duralumin was obtained more than a year ago, and had then probably been in stock for months. Results of investigation with this material are shown in Figures 14*a* and 14*b*. Figure 14*c* represents results obtained in a previous investigation¹³. These results are here shown for comparison with the results recently obtained.

In the series of graphs in Figure 14*a* the small circles represent results of ordinary fatigue tests. The solid circles represent results obtained with specimens that had been given "anodic oxidation" as a supposedly protective coating. The open circles represent results obtained with uncoated specimens. It will be observed that there is no consistent difference between results of ordinary fatigue tests with coated and uncoated specimens. As indicated by the solid sloping lines the stress-cycle relationship over a range from 100,000 to about 100,000,000 cycles may be represented by a nearly straight line. Beyond this point is the first noticeable approach to a horizontal asymptote. Comparison of this graph with the graph in Figure 14*a* and with the results presented in a recent paper, indicates that the straight, sloping graph is abnormal. Mr. R. R. Moore¹⁴ in his first investigation of fatigue of duralumin obtained such straight line graphs. His most recent results¹⁶ however, are best represented by curves with horizontal asymptote. Possible reasons for the abnormal form of the graph will be discussed later.

Curves *B* and *C* in Figure 14*a* represent results of corrosion-fatigue tests at 1450 r.p.m. in fresh and salt water respectively. These corrosion-fatigue results show much less "scatter" than do the results of ordinary fatigue tests. In this respect and in their form these curves are similar to the corrosion-fatigue curves for duralumin samples GT and DU discussed in a previous paper⁶. The corrosion-fatigue limits for material GU, however, are slightly higher than for the duralumin samples discussed in the previous paper⁶. Curve *D* represents results of corrosion-fatigue tests in fresh water at only 4 to 8 r.p.m. At this low cycle frequency the amount of corrosion per cycle is obviously 180 to 240 times as great as at a cycle frequency of 1450 r.p.m. This accounts for the fact that curve *D* descends to the left of curves *B* and *C*. To determine the horizontal asymptote of curve *D*, tests at the low cycle frequency would have to be continued for years. The time required would be so long that weakening of the specimen by general corrosion would vitiate the results.

The inverted open and solid triangles in Figure 14*a* represent results of corrosion-fatigue tests on specimens that had been previously coated by the anodic oxidation process. This process, developed in England, is fully described in a paper¹⁵ by G. S. Bengough and H. Sutton. In this process the specimen is made the anode in a solution containing chromic acid. An enamel-like oxide coating is thus formed. It is claimed that this coating greatly increases the resistance of duralumin to corrosion. The resistance is still further increased by covering the oxidized coating by various

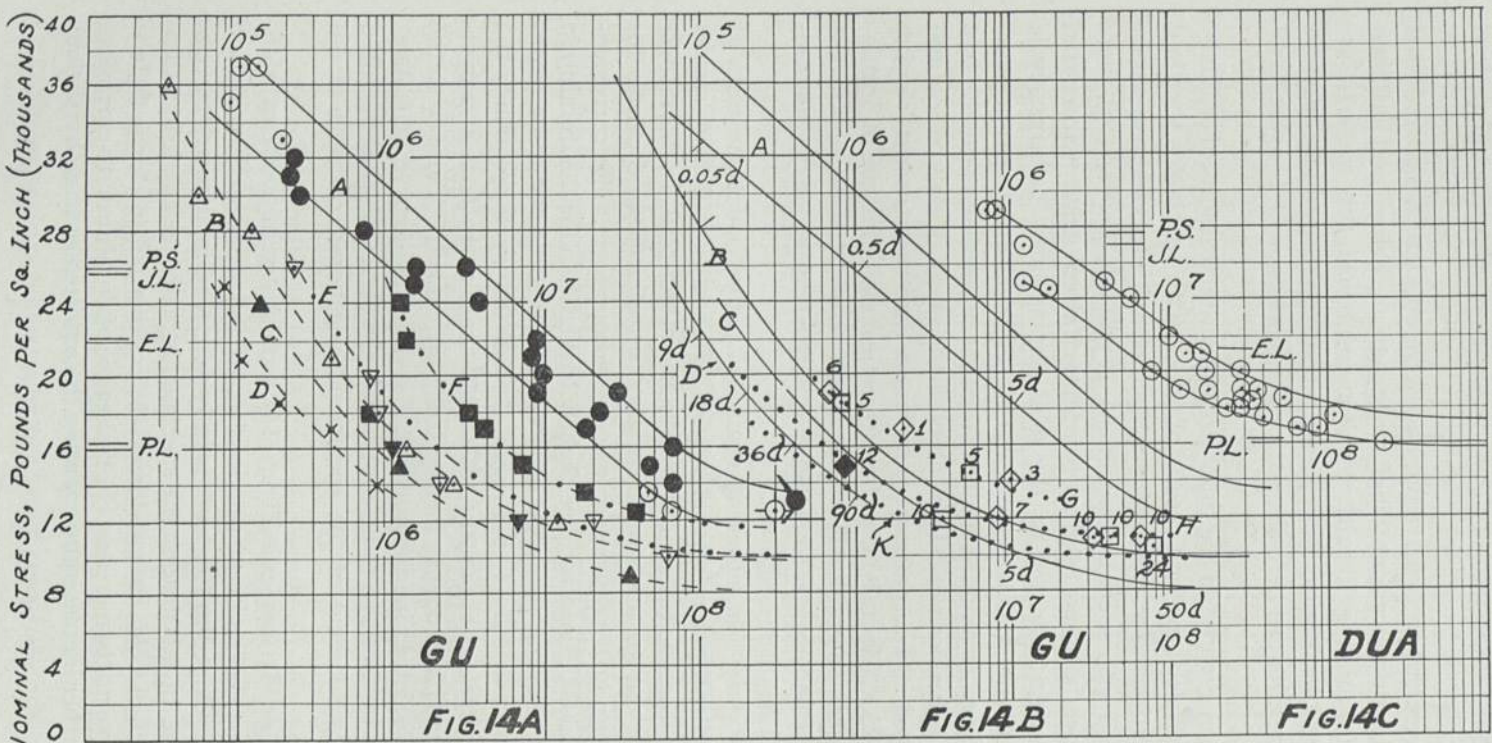


FIG. 14A

FIG. 14B

FIG. 14C

NUMBER of CYCLES, LOGARITHMIC SCALE

Fig. 14

- | | | | | | | | |
|--|---------------------------------------|--|-----------------|--|---------------------------------------|--|-----------------------------------------------------------------------------------|
| | 1200 to 1450 R.P.M. in air. | | Ditto, removed. | | 4 to 8 R.P.M. in fresh water. | | Oxidized, Lanolin, 1450 R.P.M. in fresh water. |
| | Oxidized, 1200 to 1450 R.P.M. in air. | | Ditto, running. | | Oxidized, 1450 R.P.M. in fresh water. | | Previous corrosion, fresh water, than at 1450 R.P.M. in air. |
| | 1450 R.P.M. in fresh water. | | | | Oxidized, 1450 R.P.M. in salt water. | | Previous corrosion, salt water, then at 1450 R.P.M. in air. |
| | 1450 R.P.M. in salt water. | | | | | | Anodic oxidation, then previous corrosion in salt water, then 1450 R.P.M. in air. |

Note: Numerals adjacent to last three kinds of marks indicate number of days corrosion previous to stress.

relatively impervious coatings. The oxide coating combines with the fatty acids of substances such as lanolin and forms an adherent protective film, which is only slowly removed even by gasoline.

Curve E represents results of fresh-water corrosion-fatigue tests on specimens that had been coated by anodic oxidation. It will be noted that anodic oxidation alone apparently gives little protection against corrosion-fatigue. Curve E in its upper regions is slightly to the right of Curve B, which represents fresh-water corrosion-fatigue of uncoated specimens. In descending, however, curve E gradually approaches until at about fifty million cycles it practically coincides with curve B.

Curve F represents fresh-water corrosion-fatigue tests with specimens that had been coated by anodic oxidation and had then been treated with lanolin. The excess lanolin after several days' contact, was gently wiped off with cotton. The specimens were then subjected to corrosion-fatigue in fresh water. The results are represented in Figure 14 by the small solid squares. It will be observed that with exception of one specimen this treatment has raised the corrosion-fatigue limit well above the corresponding limit for uncoated duralumin. The lack of improvement in one specimen was probably due to an accidental scratch received during handling.

The relationship between curve F and graph A is of considerable interest. It will be observed that curve F, in its descent, first departs from, and then returns to graph A. The other corrosion-fatigue curves, E and C, also first depart from, and then approach graph A. This sample of duralumin is the only metal yet encountered that shows such a relationship. For all other alloys, including the duralumin samples described in a previous paper,⁶ the corrosion-fatigue graph after descending below the fatigue graph never again approaches it.

This fact probably explains the abnormal form of graph A. For this sample of duralumin, corrosion-fatigue probably occurs even when specimens are tested in air. Instead of swinging toward a horizontal asymptote at about fifty million cycles, as does the graph for material DUA, graph A continues its descent to lower levels and does not reach a horizontal asymptote even at a hundred million cycles. This continued descent beyond about fifty million cycles is undoubtedly due to corrosion-fatigue in air. Probably also for all samples of duralumin tested in contact with air the results are somewhat influenced by corrosion-fatigue. This may explain the relatively slow approach to a horizontal asymptote observed in all duralumin graphs. Whether corrosion-fatigue in air would account for the low endurance ratio of duralumin is doubtful.

Prior-Corrosion Fatigue of Duralumin: — Results of some preliminary experiments on prior-corrosion fatigue of duralumin are represented in Figure 14*b*. In this figure the solid line curves A to D inclusive are simply repetitions of the curves with corresponding letters in Figure 14*a*. To avoid confusion, the marks indicating results of individual corrosion-fatigue tests have been omitted.

The results indicate that prior corrosion has a much greater effect on duralumin than on the 29 : 67 nickel-copper alloy in Figure 12 and probably also on the

aluminum bronze represented in Figure 13. Even one day's prior corrosion in salt water greatly weakens the fatigue resistance of duralumin. As the time of prior corrosion is increased, however, the effect of such increase on the fatigue resistance becomes less and less.

In comparing the effects of prior-corrosion fatigue with those of corrosion-fatigue it should be noted that in a corrosion-fatigue graph the corrosion-time is a variable. The corrosion-time is proportional to the number of cycles. The corrosion-time for graphs B to D inclusive has been indicated at regular intervals along the graph. The simplest prior-corrosion fatigue graphs, would represent constant prior-corrosion time. It would be desirable to draw in Figure 14*b* a number of such constant-time graphs, each representing a different prior-corrosion time. With the relatively few data available, however, only a few such graphs may be drawn. The three prior-corrosion -fatigue graphs G, H, and K, have been drawn so as to accord as well as possible with all the data. Graphs G, H and K represent respectively 5, 10 and 90 days prior corrosion.

The prior-corrosion fatigue graphs evidently have less slope than the corrosion-fatigue graphs, since the former represent constant corrosion time and the latter represent variable corrosion time. It will be observed that graph G, representing 5 days' prior corrosion, crosses graph B at a point representing only a few hours' corrosion-fatigue. Graph H, representing 10 days' corrosion-fatigue, crosses graph B at a point representing about 5 days' corrosion-fatigue. With further increase in the prior-corrosion time the intersection of the corresponding graph with the corrosion-fatigue graph would be at rapidly increasing abscissas. As the prior-corrosion time increases the horizontal asymptote of the prior-corrosion fatigue graph approaches the asymptote of the corrosion-fatigue graph. A graph representing 90 days' prior corrosion would evidently not be below graph K, which has been drawn so as to intersect the two corrosion-fatigue graphs B and D at points representing 90 days' corrosion. Apparently also the 90 days' prior-corrosion fatigue graph would not be much above graph K.

The evidence presented in Figure 14*b*, therefore, seems to indicate that for only a few days' corrosion time, the effects of corrosion-fatigue are much greater than those of prior-corrosion fatigue. As the corrosion time is increased, however, it apparently makes less and less difference whether the corrosion of duralumin is prior to, or simultaneous with the fatigue.

In a recent paper R. R. Moore¹⁴ describes an investigation of the effect on thin duralumin sheet of prior corrosion followed by fatigue. Specimens were subjected to corrosion in salt spray for total time of either five or ten days. For the five day tests the spray was applied for only eight hours of each day. For the ten day tests the spray was operated intermittently for a total time of six days.

The fatigue results obtained after the 5 and 10 days' corrosion were practically the same. With these previously-corroded specimens of thin material the fatigue limit obtained was 11,000 to 12,000, which is practically the same as the fatigue limits indicated in Figure 14*b* for 10 days prior corrosion. This seems to confirm the

conclusion that, after the first few days' prior corrosion, further increase in the time has less and less effect. It is interesting to observe that the size of the specimen apparently has little influence on the fatigue limit after prior corrosion.

Aluminum-Magnesium-Silicon Alloy: — This alloy of magnesium depends for its properties on precipitation of magnesium silicide from solid solution. The alloy contains practically no copper. It is represented by the graphs designated DTB in Figure 15.

As shown in the figure, the ordinary fatigue graph is evidently a curve with horizontal asymptote and extending upward into a reversed curve. The fresh-water corrosion-fatigue limit for this material is practically the same as for duralumin.

Effects of prior-corrosion fatigue of this material are also shown in the figure. As in Figure 14*b* the small numerals indicate the number of days' prior corrosion. It will be observed that the effects of prior corrosion are great. The points representing 1 and 1½ days' previous corrosion are respectively above and below the corresponding points on the corrosion-fatigue graph B. A dotted line C has been drawn through the points representing 4 days' prior corrosion. This line would intersect the corrosion-fatigue line beyond the point corresponding to 4 days' simultaneous corrosion and fatigue. The two points representing 8 days' previous corrosion are not concordant. They seem to indicate, however, that a graph representing 8 days' prior corrosion should be practically horizontal and at a stress of 8000. It hardly seems possible that it should run below the corrosion-fatigue limit which represents results of tests for at least 20 days under simultaneous corrosion and fatigue.

These few results seem, to indicate, therefore, that for this alloy as for duralumin and for steel the damaging effects of prior corrosion are at first rapid, but with increase in corrosion time the effects tend to be self limiting. The effects of prior-corrosion fatigue seem to be as great as those of corrosion-fatigue.

Aluminum-Zinc Alloy: — This alloy, material HW, had evidently been hot worked. The elastic limit and tensile strength are unexpectedly low. As the endurance limit is so far above the elastic limit, so much heat is evolved in an endurance test that the ordinary specimen bends immediately. Another type of specimen, therefore, was used. In this specimen the proportion of highly stressed metal to the entire specimen is so small that the heat evolved is rapidly dissipated. The results are indicated by the small circles at the right of Figure 15. To accomplish the same result other specimens of the usual form were run at only 50 r.p.m. The results are indicated in the figure by the small squares. It will be seen that the endurance limits obtained by either method are practically the same.

The corrosion-fatigue graph is apparently of the complex form previously described. The corrosion-fatigue limit of this material is practically the same as for duralumin and for the aluminum-magnesium silicon alloy DTB.

At first sight the experiments with prior-corrosion fatigue would seem to indicate that prior corrosion is even more effective than simultaneous corrosion in lowering the fatigue resistance of this material. A dotted line C has been drawn from a point representing 3 days' prior corrosion to a corresponding point on the

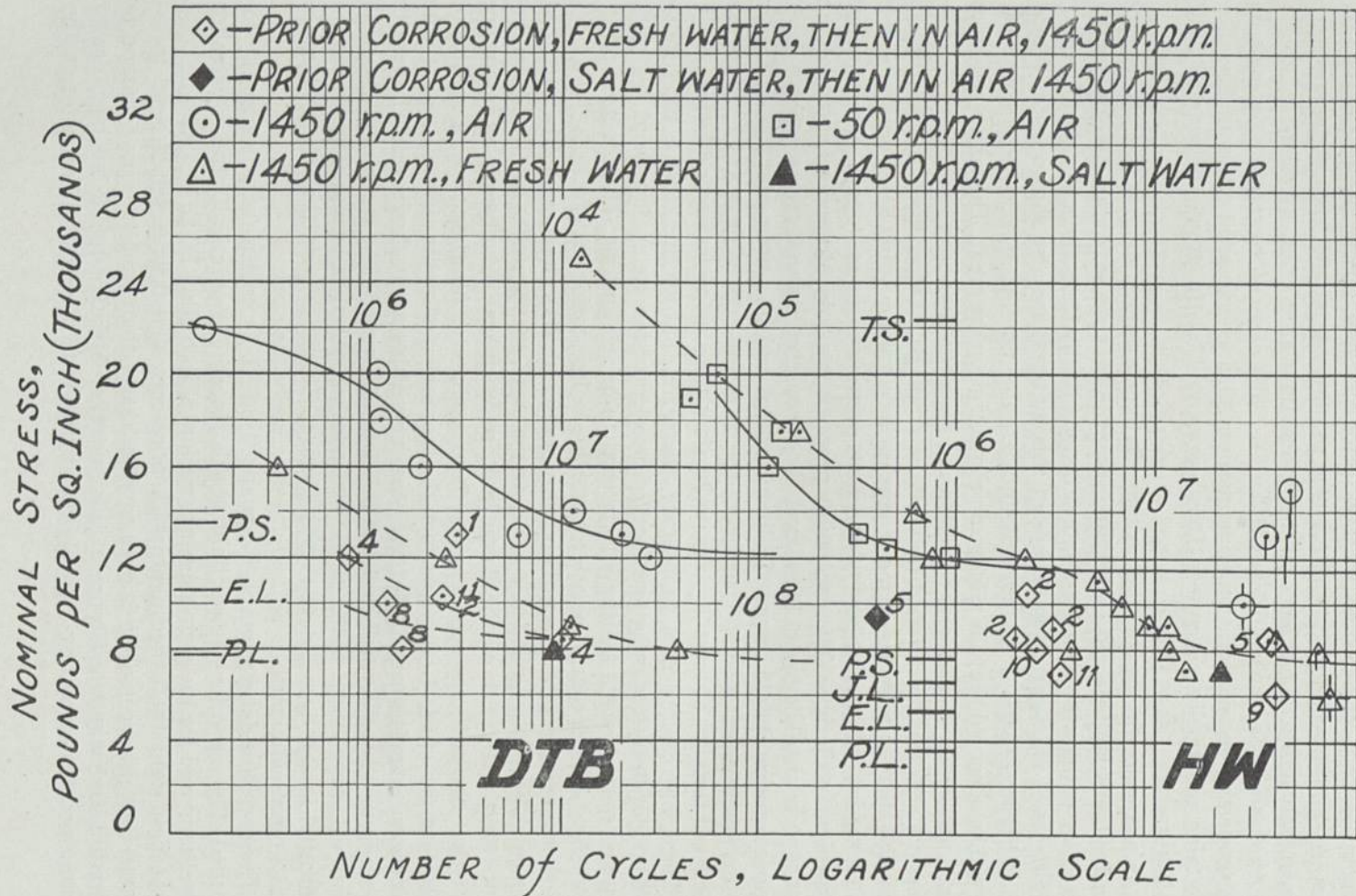


FIG. 15

corrosion-fatigue graph. As shown in the figure this line is nearly horizontal.

It will be noted also, that points representing 2 days' prior-corrosion fatigue are to the left and below the point on the corrosion-fatigue graph representing two days' corrosion. Moreover, the point representing 11 days' prior corrosion-fatigue is well to the left of the corresponding point on the corrosion-fatigue graph.

It seems probable, however, that under the conditions of prior corrosion the attack was more rapid than under the conditions of corrosion-fatigue. For prior corrosion the sloping specimens were surrounded by a water stream, but they were turned by hand through 180 degrees every $2\frac{1}{2}$ hours. In corrosion-fatigue the specimens were revolved about 1450 r.p.m. In experiments now under way conditions of prior corrosion have been made more nearly like those of corrosion-fatigue.

Possible Causes for the Great Effect of Stressless Corrosion of Aluminium Alloys:—

The fact that duralumin is subject to intercrystalline corrosion is well established. Investigation of this subject at the Naval Experiment Station seems to indicate that inter-crystalline corrosion of duralumin is not unusual. It has been frequently found in duralumin that has been under slow cyclic stress. In duralumin that has been under rapid cyclic stress purely intercrystalline cracks have not yet been found. Investigation of other aluminum alloys has not been completed at the Naval Experiment Station.

The Bureau of Standards finds that the aluminum-magnesium-silicon alloy shows only the faintest traces of intercrystalline corrosion if it has been aged at room temperature. The stronger alloy produced by aging at elevated temperature, however, shows decided intercrystalline corrosion. The aluminum-magnesium-silicon alloy represented in Figure 15 is of the type that shows little tendency to intercrystalline corrosion, yet fatigue resistance of this alloy is greatly weakened by stressless corrosion.

More recent experiments, not yet published, seem to indicate that the fatigue resistance of commercial aluminum also is greatly damaged by stressless corrosion. At least four aluminum alloys therefore of widely differing composition are greatly damaged by stressless corrosion. Only one of these four shows decided tendency to intercrystalline corrosion. This suggests the idea that perhaps too much emphasis has been laid on the location of the attack of duralumin and that the attack may be due to some inherent property of aluminum. The most probable property would seem to be the high solution pressure of the metal. To this high solution pressure is largely due the susceptibility to selective attack, whether the attack is on grain boundaries or elsewhere.

Summary for Aluminium Alloys:— Disregarding for the present the results obtained with stressless corrosion the results of simultaneous corrosion and fatigue will now be summarized and compared with the results for other aluminum alloys presented in a previous paper. It will be observed that for the aluminum alloys discussed in the present paper the corrosion-fatigue limits are practically the same, although these alloys differ widely in physical properties. As indicated in a previous

paper⁵, heat-treatment has practically no effect on the corrosion-fatigue limit of duralumin. As indicated in the same previous paper, cold-working, beyond the amount necessary to raise the elastic limit well above the corrosion-fatigue limit, has practically no effect on the corrosion-fatigue limit of aluminum or on aluminum-manganese alloy.

For aluminum alloys as for other alloys, therefore, the corrosion-fatigue limit seems to depend largely on electrochemical properties. For each aluminum alloy it is possible to record an intrinsic corrosion-fatigue limit which is an approximate index of its possibilities under corrosion-fatigue.

PART VII

GENERAL DISCUSSION OF CORROSION-FATIGUE OF METALS

Scope of Discussion: — Discussion involving anything more than summarizing of data, must at present be merely tentative. It is possible with some certainty to describe the important factors involved in corrosion-fatigue. Present ideas about the relative importance of these factors, however, are subject to change as additional information is obtained. With this understanding the following general discussion is presented.

Relationship Between Fatigue and Corrosion-Fatigue: — The corrosion-fatigue graph for some metals and alloys is of complex form. Such complex graphs for nickel-copper and copper-zinc alloys are shown in Figures 6 to 10 inclusive. As described above, such a complex graph in its downward course first follows the general direction of the corresponding fatigue graph; then after apparently approaching a horizontal asymptote the graph abruptly reverses its curvature, descends rapidly below the fatigue graph and again approaches a horizontal asymptote. That this complexity of form is due to interrelationship of fatigue and corrosion-fatigue is shown by the fact that the corrosion-fatigue graph is complex only if it crosses or draws near the corresponding fatigue graph. If the corrosion-fatigue graph rises well to the left of the fatigue graph, the former graph is of simple form. The impression received by a study of these graphs is that the fatigue graph, on account of its nearness, distorts the corrosion-fatigue graph. This is best illustrated by following such a corrosion-fatigue graph upward rather than downward.

In its upward course the graph at the endurance limit is bent abruptly to the left and thereafter follows a course that is obviously influenced by the course of the fatigue graph.

The complex corrosion-fatigue graph, therefore, is really made up of two graphs, a lower pure corrosion-fatigue graph and an upper graph whose course is influenced largely by some factor or factors of ordinary fatigue. A previous paper⁴ discussed thermal influences on the corrosion-fatigue graph. It seems possible that some of the above described distortion of the corrosion-fatigue graph above the endurance

limit may be due to rise of temperature in the minute regions of maximum heat evolution. In such regions the temperature may be considerably higher than the average temperature of the specimen. The hypothesis that the distortion of the upper part of the corrosion-fatigue graph may be due in part to thermal influences receives support from the fact that the distortion is greatest in annealed alloys of low thermal conductivity. In such alloys, owing to great heat evolution and low rate of removal, the temperature gradient would be a maximum. Thermal influences may, therefore, be partly responsible for the distortion of the corrosion-fatigue graph above the endurance limit. More light will be thrown on this subject by experiments now under way on fatigue and corrosion-fatigue at low cycle frequency. As will be explained later, however, it now seems probable, that thermal influences are not the chief cause of complexity of the corrosion-fatigue graph.

Electrolytic Solution Pressure and the Corrosion-Fatigue Limit: — For every metal or alloy in contact with an electrolyte there is a stress tending to remove atoms from the metallic surface and send them into solution as ions. This stress is usually called "solution pressure" because it is expressed in terms of osmotic pressure of the ions in solution. In corrosion-fatigue it may be viewed also as electrochemical tension which tends to pull atoms away from the surface of the metal. In the following discussion, however, it will be designated as pressure rather than as tension. This electrochemical stress is measured by the difference of potential between metal and solution. The potential bears a logarithmic relation to the electrolytic solution pressure.

In corrosion-fatigue, the significant potential is not the potential of the specimen as a whole, but the maximum potential, which exists in minute regions such as grain boundaries, slip lines, inclusions, etc. Moreover, the significant potential may be the potential after a certain amount of film formation. In specimens under cyclic stress, however, some films may be less protective than in unstressed specimens.

Although the potential of the specimen as a whole is not the significant potential for corrosion-fatigue, it seems probable that for metals and alloys in general the observed potential of an unstressed specimen may be taken as a comparative index of the actual potential in regions where it is a maximum. The apparent parallelism between electrolytic potential and corrosion-fatigue limit in two series of alloys, nickel-copper and copper-zinc, has been discussed. The apparent relationship between electrolytic potential and corrosion-fatigue limit, however, goes much further. If alloys be arranged in order of their corrosion-fatigue limits they are then approximately in reverse order of their electrolytic potentials.

High-potential alloys such as aluminum alloys have low corrosion-fatigue limits, and low-potential alloys such as corrosion-resistant steels have high corrosion-fatigue limits. (By a high potential alloy is here meant an alloy of high electrolytic solution pressure, although such an alloy in contact with an electrolyte becomes electro-negative). Approximate relationship between corrosion-fatigue limit and electrolytic potential is represented in Figure 16.

The potential differences plotted in Figure 16 are based not on the initial potentials but on a weighted average of the potentials obtained throughout an interval of 100 hours. In the potential experiments the specimens were placed in running salt water, the same that was used in the corrosion-fatigue experiments. The other electrode was copper in copper sulphate.

In view of the well known irregularity of results of potential measurements and the roughness of the method the graph in Figure 16 is of merely qualitative significance. There are some apparent anomalies, as was to be expected. For example the potentials of the aluminum alloys, with the exception of the aluminum-zinc alloy, are too low. Nevertheless the graph seems to indicate that for all alloys the corrosion-fatigue limit is closely related to the electrolytic solution pressure. This conclusion does not necessarily apply to specimens larger than those used in the investigation.

Effect of Cyclic Stress on Electrolytic Solution Pressure: — The fact that by prior corrosion the fatigue resistance is lowered less than by corrosion simultaneous with fatigue seems to indicate that the effective solution pressure is higher in a specimen under cyclic stress than in a specimen not under stress. This increase in effective solution pressure may be due in part to continual removal of a protective film. Probably, however, there is an actual increase in the solution pressure due to the effect of cyclic stress superimposed on the electrochemical stress. Whatever may be the reason, a specimen under cyclic stress behaves as if the electrolytic solution pressure is raised by the stress.

Relationship between cyclic stress and the lowering of fatigue resistance has not yet been thoroughly investigated. A few experiments, however, have been made. By these experiments and by others now under way it should be possible to analyze the corrosion-fatigue process and determine some of the important factors.

Analysis of the Corrosion-Fatigue Process: — The first stage in corrosion-fatigue is probably the formation of a pit. At an initial stress below the endurance limit pit formation is evidently due to electrolytic solution pressure, not to fatigue. The electrolytic solution-pressure that causes the pitting, however, is the enhanced solution-pressure due to cyclic stress. As the pit progresses there is intensification, both of actual stress and solution pressure. The intensification of stress is due to the usual stress concentration at an abrupt change of section. The intensification of solution pressure is due to the increase in actual stress.

The mutually-intensifying action of solution pressure and stress continues until the actual stress at the advancing edge of the pit surpasses the endurance limit. The second stage in corrosion-fatigue then begins. The second stage of corrosion-fatigue may be considered as merely fatigue accelerated by corrosion. In this stage the crack advances at a continually accelerated rate until the specimen breaks.

If the initial stress is below the endurance limit, but above the corrosion-fatigue limit, the second, relatively rapid, stage of corrosion-fatigue does not begin until pitting and resultant stress concentration have proceeded far enough to raise the actual stress above the endurance limit. If the initial stress is above the endurance

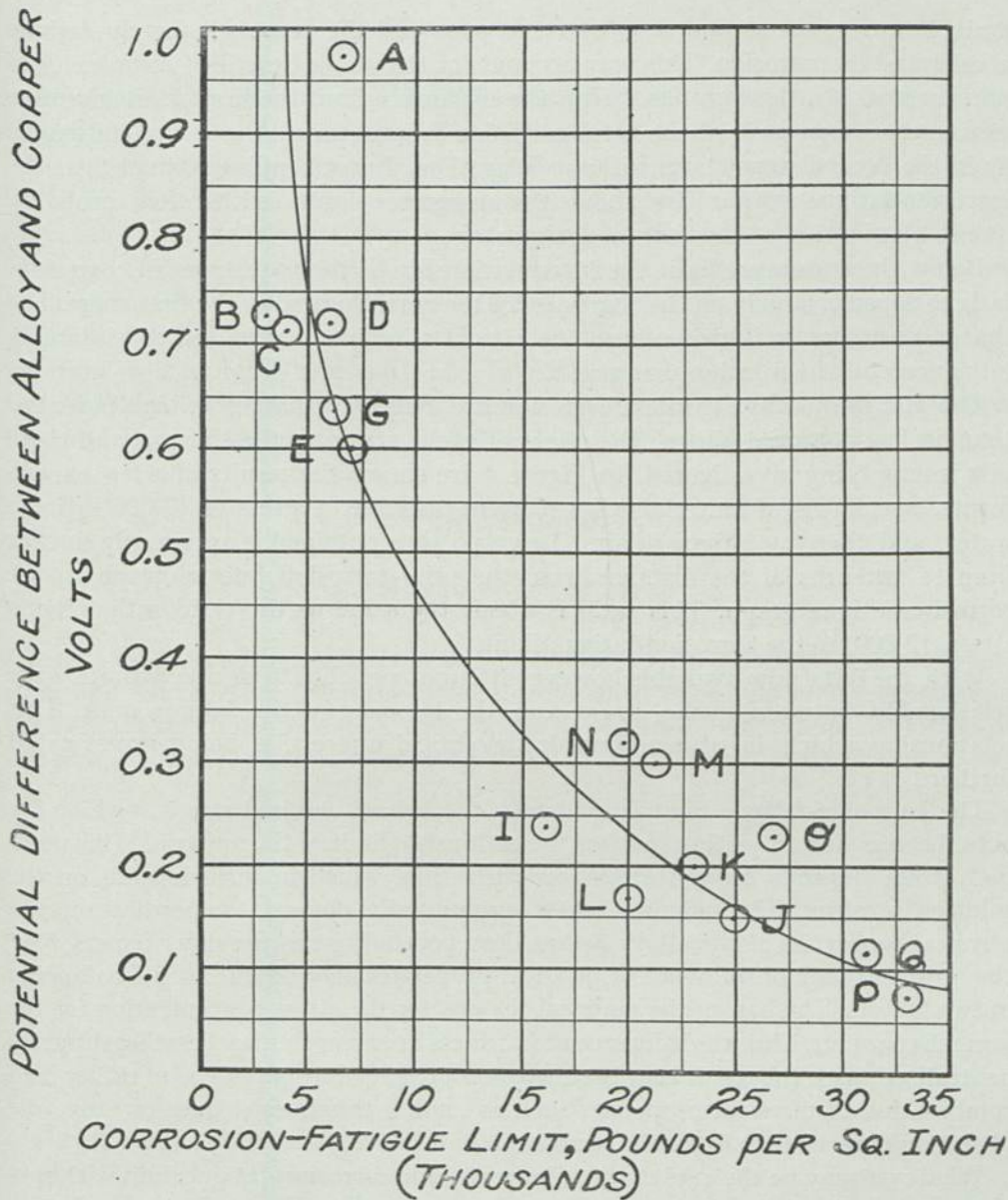


FIG. 16

- | | | | |
|------------------------------|-------------------------------|------------------------------|------------------------------------|
| A — Aluminum-Zinc Alloy | } Light
Aluminum
Alloys | K — Copper-Aluminum Alloys. | } Corrosion
Resisting
Steels |
| B — Aluminum | | L — Copper-Tin Alloys. | |
| C — Aluminum-Manganese Alloy | | M — Medium Chromium | |
| D — Aluminum-Magnesium Alloy | | N — Low Chromium-High Nickel | |
| E — Duralumin. | O — High Chromium | | |
| G — Carbon Steels. | P — High Chromium-High Nickel | | |
| I — Copper-Zinc Alloys. | Q — High Chromium-Low Nickel | | |
| J — Copper-Nickel Alloys. | | | |

limit, however, the second stage starts at once and the process is merely fatigue accelerated by corrosion. This may account for the above described complexity of some corrosion-fatigue graphs. Below the endurance limit the first or pitting stage consumes a large part of the total corrosion-fatigue time. Above the endurance limit the second stage starts without delay. The abrupt bending to the left as the corrosion-fatigue graphs rise above the endurance limit, is therefore probably due to elimination of the first or pitting stage.

Below the endurance limit the interrelationship of the two stages in corrosion-fatigue depends largely on the sharpness of the crack formed in the first stage. The sharpness of the crack depends on the rate of selective attack, and this is largely influenced by the solution pressure.

The pits formed by stressless corrosion are evidently sharper in high-potential than in low-potential alloys. The effect of cyclic stress on the sharpness of these pits is now being investigated. In Figure 4 are shown the results of a few experiments. Specimens of material AZ-0-10 were tested at a stress of 13,000 in fresh water, and then by fatigue in air. The graph thus obtained is apparently not far from seventenths of the distance from the prior-corrosion fatigue graph to the corrosion-fatigue graph. This ratio is about the same as the ratio of the pitting stress, 13,000, to the corrosion-fatigue limit.

With the data now available however it is not possible to decide definitely the relationship between cyclic stress and the lowering of the fatigue limit. This relationship which is of considerable theoretical interest, is being investigated further.

The corrosion-fatigue limit is evidently the lowest nominal stress at which the actual stress due to pitting reaches the endurance limit of the material. This nominal stress depends on the stress concentration, which in turn depends on the solution pressure. This nominal stress undoubtedly depends somewhat on the physical properties of the alloy. As has been pointed out in previous papers,^{4, 5, 6} the apparent lack of influence of physical properties may be due to the balancing of two factors. The harder the material the greater the stress concentration for the same shape of pit. Thus the influence of hardness or strength may be at least partly neutralized, with the result that the corrosion-fatigue limit may depend rather on a combination of physical properties such as „notch toughness” than on any one physical property such as tensile strength.

Whatever may be the explanation, however, the corrosion-fatigue limit with specimens of the sizes tested, seems to depend more on electrochemical than on physical properties. It is possible that with specimens of larger cross section the influence of physical properties on the corrosion-fatigue limit would be more prominent.

ACKNOWLEDGEMENTS

Acknowledgement is due to the following personnel of the Naval Engineering Experiment Station: to Captain H. C. Dinger, U. S. N., Officer-in-Charge, for encouragement received in this investigation; to Lieut. Comdr. T. A. Solberg, U. S. N., Test Officer, for encouragement and valuable suggestions about test operations; and to Messrs. Geo. F. Wohlgemuth, Associate Metallurgist, W. C. Stewart, Assistant Metallurgist, A. P. Vandermast, Laboratorian, John K. Amoss, leadingman machinist, for assistance in the experiments.

Acknowledgement is also due to the following manufacturers for generous cooperation by supplying material: The International Nickel Co., American Brass Co., National Tube Co., Bridgeport Brass Co., Aluminum Co. of America, Duriron Co., and British Aluminum Co.

DISCUSSION

Sir HENRY FOWLER, Derby,

trusted, that the author had given full particulars of the analysis of the copper-steel and silicon-steel. With the latter there seemed to be a difference of meaning between makers in Europe and America. He hoped too, that a clear definition of the term "corrosion-fatigue" was given.

SYNOPSIS

Part I gives a resume of previous investigation, and describes the material and method of investigation.

Parts II to VI inclusive discuss fatigue and corrosion-fatigue of steels, nickel-copper alloys, copper-zinc alloys, heavy copper-aluminum alloys and light aluminum alloys. The paper discusses the effect of heat-treatment, cold working, and chemical composition. The effects of corrosion prior to, and simultaneous with fatigue are compared.

For specimens of the size used the corrosion-fatigue limit seems to depend more on the electrochemical than on the physical properties of alloys. It is little influenced by cold working, or by heat-treatment.

For carbon and ordinary alloy steels there is a relatively narrow range of corrosion-fatigue limits. For corrosion-resistant steels there is a similarly narrow range, though at a higher level. For nickel-copper alloys the corrosion-fatigue limit is nearly constant over a wide range of composition. For copper-zinc alloys, also, the corrosion-fatigue limit is nearly constant over a wide range of composition. For aluminum bronzes the effect of composition has not yet been determined. Results seem to indicate that in corrosion-fatigue limit aluminum-bronzes are at least equal to, and some are superior to nickel-copper alloys. Nickel-copper alloys in this respect are decidedly superior to copper-zinc alloys.

For aluminum alloys the effect of simultaneous corrosion and fatigue may be very rapid. For all aluminum alloys investigated the corrosion fatigue limit is much below the endurance limit. Results are given of preliminary investigation of the effect of „anodic oxidation” and other protective coatings. For aluminum alloys the effect of corrosion prior to fatigue, if sufficient time be given, is nearly as great as the effect of corrosion simultaneous with fatigue.

Part VII is a general discussion of corrosion-fatigue of metals. The subjects considered are: Relationship between fatigue and corrosion-fatigue, electrolytic solution pressure and the corrosion-fatigue limit, effect of cyclic stress on electrolytic solution pressure, and analysis of the corrosion-fatigue process.

TITLES OF FIGURES

- FIG. 1. Corrosion-Fatigue of Carbon Steels.
- FIG. 2. Corrosion-Fatigue of Copper Steel.
- FIG. 3. Corrosion-Fatigue of Silicon-Nickel Steel.
- FIG. 4. Corrosion-Fatigue of Chromium-Vanadium Steel.
- FIG. 5. Corrosion-Fatigue of High-Chromium Steels.
- FIG. 6 and 7. Fatigue and Corrosion-Fatigue of Nickel-Copper Alloys.
- FIG. 8, 9 and 10. Fatigue and Corrosion-Fatigue of Copper-Zinc Alloys.
- FIG. 11. Effect of Composition on Properties of Copper-Zinc Alloys.
- FIG. 12 and 13. Fatigue and Corrosion-Fatigue of Aluminum Bronzes.
- FIG. 14. Fatigue and Corrosion-Fatigue of Duralumin.
- FIG. 15. Fatigue and Corrosion-Fatigue of Light Aluminum Alloys.
- FIG. 16. Relation between Corrosion-Fatigue Limits and Electrolytic Potential.

REFERENCES

1. Printed by permission of the Secretary of the Navy.
2. Metallurgist, U. S. Naval Engineering Experiment Station, Annapolis, Md.
3. B. P. HAIGH, "Experiments on the Fatigue of Brasses", Jour. Institute of Metals, No. 2, vol. XVIII, 1917.
4. D. J. MCADAM, JR., "Stress-Strain-Cycle Relationship and Corrosion-Fatigue of Metals", Proc. Amer. Soc. Testing Matls., Vol. 26, Part. II, 1926.

5. D. J. McADAM Jr., "Corrosion-Fatigue of Metals as Affected by Chemical Composition, Heat-Treatment and Cold Working", paper presented before 8th annual convention, Amer. Soc. Steel Treating, Sept. 1926, and published in Transactions of that Society, Vol. II, 1927.
 6. D. J. McADAM, Jr., "Corrosion-Fatigue of Non-Ferrous Metals", Proc. Amer. Soc. Testing Matls., Vol. 27, Part. II, 1927.
 7. G. D. LEHMANN, "The Variation in the Fatigue Strength of Metals when Tested in the Presence of Different Liquids", Aeronautical Research Committee (British), Dec. 1926.
 8. D. J. McADAM, Jr., "Endurance of Steels under Repeated Stress", Chemical and Metallurgical Engineering, Dec. 14, 1921.
 9. D. J. McADAM, Jr., "Endurance Properties of Alloys of Nickel and of Copper", Trans., Amer. Soc. Steel Treating, Jan. 1925.
 10. D. J. McADAM, Jr., "Endurance Properties of Steel, Their Relation to Other Physical Properties and to Chemical Composition", Proceedings, Amer. Soc. Testing Matls., Vol. 23, Part II, 1923.
 11. N. T. GORDON and D. P. SMITH, "Potential Measurement on the Copper-Nickel Series of Alloys, and Some Observations on Brasses", Journal of Physical Chemistry, Vol. XXII, No. 3, p. 194, March 1918.
 12. D. J. McADAM, Jr., "Effect of Cold Working on Endurance and other Physical Properties of Metals", Transactions, Amer. Soc. Steel Treating, Dec. 1925.
 13. D. J. McADAM, Jr., "Endurance Properties of Non-Ferrous Metals", Part. II, Paper 1537 D, Amer. Inst. Mining and Met. Engrs., issued with Mining and Metallurgy, Feb. 1926.
 14. R. R. MOORE, "Resistance of Manganese Bronze, Duralumin, and Electron Metal to Alternating Stresses", Proceedings, Amer. Soc. Testing Matls., Vol. 23, Part. II, 1923.
 15. G. D. BENGOUGH and H. SUTTON, "The Protection of Aluminum and its Alloys against Corrosion, by Anodic Oxidation", Paper read before Section G, British Association at Oxford, August 9, 1926.
 16. R. R. MOORE, "Effect of Corrosion Upon the Fatigue Resistance of Thin Duralumin", paper presented at the Annual Meeting, American Society for Testing Materials, June 1927.
-

TABLE I
 CHEMICAL COMPOSITION
 All Values in Per Cent
 All Values are Averages of at least Four Determinations

Alloy	Material Designation	Ni	Cu	Zn	Al	Fe	Mn	Mg	Si	C	P	S	Sn	Cr	V
Nickel, Cold-rolled	EO	*98.96	.17			.57	.03		0.09	.098	.006	.011			
Monel Metal, Cold-rolled	EP	*67.51	29.54			1.76	.95		.05	.159	.015	.017			
Constantan, Cold-rolled	HP	*45.00	53.54			.38	1.03		.02	.04			None		
29 : 67 Nickel-Copper Cold-rolled	HZ	*28.66	67.11			2.82	1.35		.002	.04	.008	.006			
21 : 78 Nickel-Copper, Cold worked	HE	*21.24	77.92			.51	.29		.005	.031	.007	.011			
Copper, Electrolytic, Cold-worked	HF		99.996			.004									
Copper, Electrolytic, Hot-rolled	EE		99.996			.004									
91 : 8 : 1 Copper-Zinc-Tin, Cold-drawn	HYA		90.75	8.02		.13								1.10	
85 : 15 Brass, Cold-drawn	HX		84.91	15.04		.05							None		
81 : 19 Brass, Cold-drawn	DN		81.0	19.06		0.05							None		
79 : 21 Brass, Cold-drawn	HY		79.40	*20.50		0.10							None		
71 : 29 Brass, Cold-drawn	DZ		70.77	29.12		.07							None		
70 : 30 Brass, Cold-rolled	DM		70.08	29.99		.05									
65 : 35 Brass, Cold-drawn	EB		65.14	34.73		.08							None		
65 : 35 Brass, Cold-drawn	EG		64.95	35.06		.04							None		
62 : 37 Brass, Cold-drawn	DWE		62.28	37.03		.08								0.59	
Aluminum Bronze, Rolled	IA	0.81	88.67	None	* 7.49	2.89	.14								
Aluminum Bronze, Rolled	CM		87.00		9.60	3.40	None				.003				
Aluminum Bronze, Rolled	BJC		87.12		10.40	2.92	None							None	
Aluminum Bronze, Extruded	IC		86.71		* 9.93	3.10	None							0.26	
Aluminum Bronze, Extruded	ICA		83.60		*12.57	3.40	0.43								
Duralumin, Tempered	GU		4.10		*93.86	.57	.55	.63	.29						
Duralumin, Tempered	DUA		4.28		*93.80	.54	.62	.42	.34						
Aluminum-Magnesium-Silicon	DTB		.15		*98.19	.54	.006	.55	.56						
Aluminum-Zinc, Extruded	HW		.05	9.85	*89.54	.42	.005	None	.13					None	
Ingot Iron	EK						0.025		.003	.033	.005	.036			
0.16% Carbon Steel	HO	.026	.09				.45		.02	.16	.005	.026			
0.14% Carbon - 0.98% Copper Steel	HN	.014	.98				.41		.02	.14	.005	.026			
0.20% Carbon Steel	HL						.33		.04	.20	.025	.038		None	
0.26% Carbon Steel	HK						.56		.01	.26	.015	.036		None	
High Carbon Steel	EM						.33		.28	1.09	.023	.015			
Nickel-Silicon Steel	HG	3.11					.87		1.58	.47	.013	.015		.32	
Chrome Vanadium Steel	AZ						.69		.24	.46	.007	.010		.88	.14
Stainless Iron	GR	.45	.05				.40		.18	.12	.013	.017		12.67	
Stainless Iron	HT	.11	.07				.34		.15	.11	.013	.023		12.90	
Stainless Steel	GS	.23	.07				.26		.20	.38	.017	.012		14.50	
Medium Chromium-Low Carbon Steel	HH	.01	.07				.46		.64	.14	.019	.029		17.09	
Medium Chromium-High Carbon Steel	HI	.12	.09				.41		1.13	1.20	.027	.007		17.74	
High Chromium-Low Copper Steel	GQ	.17	.92				.31		.55	.19	.018	.015		20.94	
High Chromium Steel	HR	.19	.04				.32		.28	.20	.023	.023		27.37	

* Obtained by difference.

TABLE II
HEAT TREATMENT

Alloy	Material Designation	Heated to deg. F.	Time held, min.	Cooled in	Reheated to-deg. F.	Time held, min.	Cooled in
Nickel, Cold-rolled	EO-6	600	120	Furnace			
Monel Metal, Cold-rolled	EP 8	800	180	Furnace			
Constantan, Cold-rolled	HP-7.5	750	180	Furnace			
"	HP-12	1200	60	Furnace			
29:67 Nickel-Copper, cold-rolled	HZ-8.5	850	180	Furnace			
"	HZ-14.5	1450	60	Furnace			
21 : 78 Nickel-Copper, cold-worked	HE-4	400	180	Furnace			
21 : 78 Nickel-Copper, cold-worked	HE-14	1400	60	Furnace			
Copper, Electrolytic, Cold-worked	HF-2.5	250	180	Furnace			
Copper, Electrolytic, Hot-rolled	KE-12	1200	60	Furnace			
91:8:1 Copper-Zinc-Tin, Cold-drawn	HYA-9	900	180	Furnace			
85 : 15 Brass, Cold-drawn	HX-4.5	450	180	Furnace			
"	HX-9	900	180	Furnace			
81 : 19 Brass, Cold-drawn	DN			As received			
"	DN-4.5	450	60	Furnace			
"	DN-10	1000	60	Furnace			
79 : 21 Brass, Cold-drawn	HY-4.5	450	180	Furnace			
"	HY-9	900	180	Furnace			
71 : 29 Brass, Cold-drawn	DZA-4.25	425	180	Furnace			
"	DZ-4.5	450	180	Furnace			
"	DZA-12 & DZ-12	1200	60	Furnace			
70 : 30 Brass, Cold-rolled	DM			As received			
"	DM-4	400	90	Furnace			
"	DM-4.5	450	90	Furnace			
"	DM-5	500	90	Furnace			
"	DM-12	1200	60	Furnace			
65 : 35 Brass, Cold-drawn	EBA-4.5	450	180	Furnace			
"	EB-4.5	450	180	Furnace			
"	EBA-12 & EB-12	1200	60	Furnace			
65 : 35 Brass, Cold-drawn	EG-4.5	450	180	Furnace			

Alloy	Material Designation	Heated to deg. F.	Time held, min.	Cooled in	Reheated to-deg. F.	Time held, min.	Cooled in
65 : 35 Brass, Cold-drawn . . .	EG-12	1200	60	Air			
62 : 37 Brass, Cold-drawn . . .	DWE-4.5	450	60	Furnace			
" . . .	DWE-8.5	850	60	Furnace			
Aluminum Bronze, rolled . . .	IA			As received			
" . . .	CM			As received			
" . . .	CM-12	1200	60	Furnace			
Aluminum Bronze, Rolled . . .	BJC			As received			
Aluminum Bronze, Extruded . . .	IC			As received			
" . . .	ICA			As received			
Duralumin, Tempered	GU ²⁾			As received			
"	DUA ²⁾			As received			
Aluminum-Magnesium-Silicon . .	DTB ²⁾			As received			
Aluminum-Zinc, Extruded . . .	HW			As received			
Ingot Iron	EK-W-7	1750	45	Water	700	120	Furnace
"	EK-17.5	1750	30	Furnace			
0.16 % Carbon Steel	HO-W-9	1675	60	Water	900	120	Furnace
"	HO-16.75	1675	60	Furnace			
0.14% Carbon-0.98% Copper Steel	HN-W-9	1675	60	Water	900	120	Furnace
"	HN-16.75	1675	60	Furnace			
0.20% Carbon Steel	HL-W-9	1650	60	Water	900	120	Furnace
"	HL-16.5	1650	60	Furnace			
0.26% Carbon Steel	HK-W-9	1650	60	Water	900	120	Furnace
"	HK-16.5	1650	60	Furnace			
High Carbon Steel	EM-14.75	1475	60	Furnace			
Nickel Silicon Steel	HG-O-7.5	1500	60	Oil	750	60	Air
"	HG-O-10	1500	60	Oil	1000	60	Air
"	HG-14.75	1475	60	Furnace			
Chrome Vanadium Steel	AZ-O-7.5 ³⁾	1575	60	Oil	750	60	Furnace
"	AZ-O-10 ³⁾	1575	60	Oil	1000	60	Furnace
"	AZ-15.75 ³⁾	1575	60	Furnace			
Stainless Iron	GR ²⁾			As received			
"	HT ¹⁾			As received			
Stainless Steel	GS-O-12	1800	60	Oil	1200	120	Air
Medium Chromium-Low Carbon Steel	HH ¹⁾			As received			
Medium Chromium-High Carbon Steel	HI-17	1700	60	Furnace			
High Chromium-Low Copper Steel	GQ ¹⁾			As received			
High Chromium Steel	HR ¹⁾			As received			

¹⁾ Annealed by manufacturer.

²⁾ Heat treated by manufacturer.

³⁾ Previously heated to 1700 Degrees Fahr., held 60 minutes, and cooled in air.

TABLE III

STATIC TENSION, SHEAR AND CHARPY IMPACT TEST RESULTS AVERAGES AND MEAN DEPARTURES FROM AVERAGES

ALLOY	Condi- tion.	Designa- tion.	Tensile strength, lbs. per sq. in.	Johnsons limit, lbs. per sq. in.	Proof stress, lbs per sq. in.	Elastic limit, lbs. per sq. in.	Proportional limit, lbs. per sq. in.	Elongation in 2 in., per cent	Reduction of area, per cent	Charpy value, ft. lb.	Shearing strength lbs per sq. in.
Nickel, Cold-Rolled	Low Anneal	EO-6	d 131700 ± 2700	d 95200 ± 4900	d 32000 ± 4000	d 86000 ± 3000	d 85000 ± 3000	d 16.2 ± 0.7	d 34.1 ± 2.1	65.8 ± 0.9	78400 ± 2300
Monel Metal, Cold-Rolled	Low Anneal	EP-8	d 127200 ± 1000	d 95000 ± 1000	d 90000 ± 1300	d 84500 ± 800	d 82000 ± 2000	d 20.6 ± 0.6	d 57.8 ± 1.5	e 51.4 ± 1.1	67700 ± 3100
Constantan, Cold-Rolled	Low Anneal	HP-7.5	e 96300 ± 1600	e 70000 ± 4000	e 68500 ± 2600	e 59500 ± 2600	e 40500 ± 1200	e 22.0 ± 1.0	e 70.6 ± 0.8	52.9 ± 0.9	55300 ± 300
Constantan, Cold-Rolled	Fully Annealed	HP-12	66300 ± 300	22000 —	22500 —	20800 ± 300	20000 ± 0.5	47.0 ± 0.5	78.0 ± 0.5	77.5 ± 2.9	45000 ± 400
29 : 67 Nickel-Copper, Cold-Rolled	Low Anneal	HZ-8.5	c 97800 ± 1500	c 71700 ± 4400	c 72300 ± 1400	c 59300 ± 2700	c 51700 ± 4400	c 18.0 ± 2.0	c 54.2 ± 4.4	c 38.0 ± 1.2	50400 —
29 : 67 Nickel-Copper, Cold-Rolled	Fully Annealed	HZ-14.5	70500 ± 100	24500 ± 500	24800 ± 300	14500 ± 500	10300 ± 2300	45.3 ± 0.8	71.4 ± 1.3	a 65.8 —	a 48500 —
21 : 78 Nickel-Copper, Cold-Worked	Low Anneal	HE-4	c 62400 ± 200	c 44700 ± 1800	c 44700 ± 1100	c 34300 ± 1800	c 24700 ± 2400	c 22.5 ± 1.0	c 68.2 ± 0.8	c 34.7 ± 1.4	38200 —
21 : 78 Nickel-Copper, Cold-Worked	Fully Annealed	HE-14	c 47300 ± 600	c 11000 ± 700	c 11700 ± 1500	c 9200 ± 1100	c 8100 ± 1200	c 50.0 ± 1.7	c 74.7 ± 1.9	c 47.2 ± 1.3	32700 —
Copper, Electrolytic, Cold-Worked	Low Anneal	HF-2.5	c 46500 ± 200	c 31000 ± 700	c 21200 ± 1100	c 12000 ± 700	c 9200 ± 600	c 14.5 ± 0.6	c 55.8 ± 2.1	c 18.0 ± 0.5	27100 ± 100
Copper, Electrolytic, Hot-Rolled	Fully Annealed	EE-12	31200 —	— —	4500 —	3000 —	— —	73.8 ± 0.3	52.8 ± 0.3	29.4 ± 1.1	c 22300 ± 30
91 : 8 : 1 Copper-Zinc- Tin, Cold-Drawn	Fully Annealed	HYA-9	49200 ± 200	17300 ± 300	17800 ± 800	14500 ± 500	12300 ± 300	61.8 ± 2.2	75.5 ± 1.5	a 38.4 —	36400 ± 300
85 : 15 Brass, Cold- Drawn	Low Anneal	HX-4.5	d 53200 ± 400	d 36600 ± 4200	d 34600 ± 900	d 24400 ± 3100	d 20900 ± 2100	d 26.8 ± 0.3	d 72.8 ± 0.6	30.9 ± 1.9	c 35500 ± 100
85 : 15 Brass, Cold- Drawn	Fully Annealed	HX-9	40700 ± 700	10800 ± 300	11000 ± 500	9300 ± 300	8000 —	56.8 ± 0.8	79.0 ± 0.5	47.6 ± 2.6	a 28400 —
81 : 19 Brass, Cold- Drawn	As Received	DN	76500 ± 1500	46500 ± 2500	40000 ± 1000	30500 ± 2500	20000 —	16.0 ± 0.5	64.8 ± 1.1	25.8 ± 1.0	48200 ± 1000
81 : 19 Brass, Cold- Drawn	Low Anneal	DN-4.5	a 80500 —	a 49600 —	a 45600 —	a 33700 —	a 27700 —	a 15.0 —	a 63.6 —	— —	a 49700 —
81 : 19 Brass, Cold- Drawn	Fully Annealed	DN-10	44000 —	11500 ± 500	11800 ± 800	8300 ± 300	7500 ± 500	64.3 ± 1.8	80.0 —	47.1 ± 1.3	31700 ± 100
79 : 21 Brass, Cold- Drawn	Low Anneal	HY-4.5	d 58200 ± 500	d 34900 ± 2100	d 37500 ± 1200	d 26000 ± 3500	d 18900 ± 2100	d 30.6 ± 0.4	d 64.4 ± 0.3	23.3 ± 1.4	41300 ± 100
79 : 21 Brass, Cold- Drawn	Fully Annealed	HY-9	45500 ± 500	14800 ± 800	14800 ± 800	12300 ± 1300	11300 ± 1300	61.8 ± 3.3	72.0 ± 1.5	a 40.8 —	a 31700 —
71 : 29 Brass, Cold- Drawn	Low Anneal	DZA-4.25	76300 ± 800	58000 ± 3000	61300 ± 1300	55000 ± 2500	45000 —	18.5 ± 1.5	57.3 ± 0.8	18.6 ± 0.6	40000 ± 400
71 : 29 Brass, Cold- Drawn	Low Anneal	DZ-4.5	c 58500 ± 700	c 36700 ± 1100	c 37300 ± 900	c 31200 ± 2900	c 28300 ± 2200	c 40.5 ± 2.3	c 67.1 ± 2.5	25.3 ± 2.5	40900 ± 200
71 : 29 Brass, Cold- Drawn	Fully Annealed	DZA-12 and DZ-12	44900 ± 100	9000 —	9800 ± 300	6500 ± 500	6000 —	74.8 ± 2.0	73.8 ± 1.3	40.9 ± 0.9	a 32400 —
70 : 30 Brass, Cold- Rolled	As Received	DM	c 73200 —	— —	c 20000 ± 200	c 11700 ± 1600	— —	c 20.0 ± 1.7	c 46.5 ± 1.4	a 14.2 —	47700 ± 300
70 : 30 Brass, Cold- Rolled	Low Anneal	DM-4	a 74500 —	a 52000 —	a 51000 —	a 44000 —	a 25000 —	a 15.0 —	a 41.5 —	a 15.4 —	a 48700 —

ALLOY	Condition	Designation	Tensile strength, lbs. per sq. in.	Johnsons limit, lbs. per sq. in.	Proof stress, lbs. per sq. in.	Elastic limit, lbs. per sq. in.	Proportional limit, lbs. per sq. in.	Elongation in 2 in., per cent.	Reduction of area, per cent	Charpy value, ft. lb.	Shearing strength, lbs per sq. in.
70 : 30 Brass, Cold-Rolled	Low Anneal	DM-4.5	a 73800	a 49300	a 53000	a 45000	a 32000	a 18.0	a 47.6	16.1	48 900 ± 300
70 : 30 Brass, Cold-Rolled	Low Anneal	DM-5	c 73400 ± 400	c 48000 ± 1300	c 51000	c 43300 ± 1100	c 35600 ± 500	c 17.7 ± 1.2	c 48.5 ± 1.7	—	48400 ± 100
70 : 30 Brass, Cold-Rolled	Fully Annealed	DM-12	45000 —	+ —	9800 ± 800	5800 ± 800	+ —	72.3 ± 0.3	66.0 ± 0.5	36.8 ± 0.8	31400 ± 100
65 : 35 Brass, Cold-Drawn	Low Anneal	EBA-4.5	70800 ± 300	51300 ± 1300	52500 ± 2500	42500 ± 5000	40000 ± 2800	21.8 ± 0.8	58.7 ± 0.2	a 21.9	a 44800 —
65 : 35 Brass, Cold-Drawn	Low Anneal	EB-4.5	c 54200 ± 200	c 33700 ± 400	c 33600 ± 400	c 29300 ± 400	c 26800 ± 1200	c 42.3 ± 1.1	c 66.4 ± 1.5	29.8 ± 0.8	37800 ± 1800
65 : 35 Brass, Cold-Drawn	Fully Annealed	EBA-12 and EB-12	43700 ± 200	10100 ± 100	10300 ± 100	8500 ± 500	7800 ± 800	77.5 ± 1.5	73.5 × 1.0	37.7	a 30400 —
65 : 35 Brass, Cold-Drawn	Low Anneal	EG-4.5	82500 ± 600	65000 —	60500 ± 500	37500 ± 2600	28800 ± 3800	15.0 —	61.5 ± 0.5	a 10.7	a 49700 —
65 : 35 Brass, Cold-Drawn	Fully Annealed	EG-12	47000 —	10800 ± 300	9500 ± 1500	8500 ± 1500	7500 ± 1500	71.0 —	72.8 ± 0.3	34.1 ± 2.7	30200 ± 200
62 : 37 Brass, Cold-Drawn	Low Anneal	DWE-4.5	c 84500 ± 700	c 61100 ± 1900	c 59200 ± 1200	c 45700 ± 2400	c 35700 ± 400	c 12.5 ± 1.7	c 40.2 ± 0.9	9.9 ± 0.8	37300 ± 400
62 : 37 Brass, Cold-Drawn	Fully Annealed	DWE-8.5	53600 ± 700	21300 ± 800	21500 ± 500	19400 ± 1600	18300 ± 800	55.3 ± 3.8	60.5 ± 2.0	c 22.6 ± 0.5	35300 ± 700
Aluminum Bronze, Rolled	As Received	IA	c 90400 ± 800	c 41700 ± 1100	c 45300 ± 3400	c 31700 ± 2200	c 24200 ± 1100	c 34.7 ± 1.4	c 35.8 ± 6.4	21.9 —	55700 ± 100
Aluminum Bronze, Rolled	As Received and Annealed	CM and CM-12	d 91700 ± 3300	d 40500 ± 3000	d 40000 ± 4000	d 30600 ± 8100	d 24000 ± 4000	d 27.5 ± 3.8	d 28.6 ± 4.6	13.9	a 51800 —
Aluminum Bronze, Rolled	As Received	BJC	c 99000 ± 2000	+ —	41800 ± 800	30000 ± 5000	+ —	c 30.6 ± 3.2	c 40.2 ± 2.1	a 9.7 —	58200 ± 400
Aluminum Bronze, Extruded	As Received	IC	88000 ± 1000	42800 ± 4800	a 47000 —	a 45000 —	29000 ± 1000	11.3 ± 2.7	14.3 ± 0.7	5.7 ± 0.1	49700 ± 400
Aluminum Bronze, Extruded	As Received	ICA	83300 ± 2200	66300 ± 6300	57500 ± 2500	40000 —	28800 ± 1200	0.8 ± 0.3	3.5 —	a 2.4 —	48000 ± 1900
Duralumin, Tempered	As Received	GU	g 54600 ± 1400	g 25100 ± 1600	g 25600 ± 1600	g 20900 ± 1900	g 15900 ± 700	f 24.5 ± 1.7	g 36.9 ± 3.2	e 7.6 ± 1.2	37600 ± 300
Duralumin, Tempered	As Received	DUA	c 61600 ± 600	c 27500 ± 1300	c 27300 ± 1100	c 20800 ± 2600	c 16000 ± 2700	c 29.5 ± 2.6	c 39.4 ± 5.4	d 10.0 ± 1.1	41200 ± 200
Aluminum-Magnesium-Silicon	As Received	DTB	d 35300 ± 700	d 13300 ± 400	d 13700 ± 500	d 10600 ± 900	d 7900 ± 1100	d 36.6 ± 0.9	d 54.6 ± 1.4	c 8.9 ± 0.9	a 24900 —
Aluminum-Zinc, Extruded	As Received	HW	e 22200 ± 2300	e 6600 ± 1200	e 7400 ± 2000	e 5600 ± 1900	e 3800 ± 900	e 36.2 ± 1.6	e 62.5 ± 4.0	16.1 ± 0.7	16200 ± 700
Ingot Iron	Quenched and Drawn	EK-W-7	43900 ± 100	23000 ± 1000	22800 ± 300	21500 ± 500	21000 ± 1000	45.5 ± 0.5	75.0 —	35.2	a 37000 —
Ingot Iron	Annealed	EK-17.5	42300 ± 300	15500 ± 500	16300 ± 300	15000 ± 1000	13000 ± 1000	47.0 ± 0.5	72.5 ± 1.0	d 12.3 ± 2.9	31000 ± 1700
0.16% Carbon Steel	Quenched and Drawn	HO-W-9	c 65700 ± 1200	c 47300 ± 1900	c 47500 ± 3000	c 44000 ± 4000	c 37200 ± 2900	c 33.3 ± 0.6	c 73.7 ± 2.4	54.7 ± 0.9	52000 ± 400
0.16% Carbon Steel	Annealed	HO-16.75	52000 ± 500	32000 ± 1000	32300 ± 800	27300 ± 300	21000 ± 1000	37.0 ± 6.0	69.3 ± 1.8	14.3 ± 3.0	40400 ± 400

ALLOY	Condition	Designation	Tensile strength, lbs. per sq. in.	Johnsons limit, lbs. per sq. in.	Proof stress, lbs. per sq. in.	Elastic limit, lbs. per sq. in.	Proportional limit, lbs. per sq. in.	Elongation in 2 in., per cent	Reduction of area, per cent	Charpy value, ft. lb.	Shearing strength, lbs. per sq. in.
0.14% Carbon-0.98 % Copper Steel	Quenched and Drawn	HN-W-9	d 84000 ± 2000	d 64000 ± 2900	d 64400 ± 4100	d 62100 ± 3900	d 46800 ± 3500	d 26.3 ± 2.6	d 67.3 ± 1.2	38.5 ± 3.3	65500 ± 200
0.14% Carbon-0.98 % Copper Steel	Annealed	HN-16.75	d 61500 ± 500	d 42300 ± 600	d 42700 ± 700	d 42300 ± 600	d 40000 ± 1300	d 37.1 ± 1.1	d 62.0 ± 0.8	c 7.8 ± 0.8	45700 ± 200
0.20 % Carbon Steel	Quenched and Drawn	HL-W-9	c 71000 ± 1000	c 48800 ± 900	c 48700 ± 900	c 48100 ± 900	c 35200 ± 1600	c 33.5 ± 2.0	c 71.3 ± 1.1	47.2 ± 0.5	53000 ± 800
0.20 % Carbon Steel	Annealed	HL-16.5	53000 ± 500	28500 ± 500	28800 ± 300	27800 ± 300	25000 ± 300	40.8 ± 0.8	62.5 ± 1.5	15.5 ± 2.5	51900 ± 103
0.26 % Carbon Steel	Quenched and Drawn	HK-W-9	84300 ± 800	51800 ± 800	52500 —	50000 —	40000 ± 5000	25.0 ± 0.5	61.0 ± 1.5	24.0 ± 1.4	61200 —
0.26 % Carbon Steel	Annealed	HK-16.5	58800 ± 800	27000 ± 2000	27300 ± 1300	25000 —	20000 —	35.0 ± 1.5	56.0 ± 0.5	c 18.8 ± 4.6	46200 ± 300
High Carbon Steel	Annealed	EM-14.75	d 103400 ± 4100	d 60300 ± 2800	d 60600 ± 2900	d 55800 ± 3600	d 49500 ± 2300	d 29.5 ± 1.3	d 50.8 ± 2.4	d 10.9 ± 3.0	— —
Nickel-Silicon Steel	Quenched and Drawn	HG-O-7.5	c 251300 ± 3100	c 201700 ± 5600	c 203000 ± 8700	c 189700 ± 1300	c 155000 ± 10000	8.3 ± 0.3	46.5 ± 0.5	8.6 ± 0.5	166500 ± 4600
Nickel-Silicon Steel	Quenched and Drawn	HG-O-10	169800 ± 7800	132500 ± 17500	132500 ± 17500	110000 ± 10000	95000 ± 5000	16.5 ± 2.0	43.0 ± 3.5	a 7.0 —	a 112200 —
Nickel-Silicon Steel	Annealed	HG-14.75	137500 ± 2300	75000 ± 1000	76000 ± 1000	67500 ± 2500	41500 ± 1500	22.5 ± 1.0	46.4 ± 3.4	d 3.7 ± 1.0	90600 ± 800
Chrome-Vanadium Steel	Quenched and Drawn	AZ-O-7.5	c 179300 ± 4600	c 128600 ± 5800	129200 ± 5300	c 110000 ± 10000	c 93300 ± 4400	c 14.0 ± 1.0	c 47.8 ± 3.9	5.7 —	109200 ± 1200
Chrome-Vanadium Steel	Quenched and Drawn	AZ-O-10	d 150600 ± 4700	d 122300 ± 3900	d 121300 ± 3100	d 111000 ± 4500	d 87500 ± 3800	d 17.1 ± 0.8	d 54.3 ± 1.3	17.7 ± 1.6	94500 ± 2300
Chrome-Vanadium Steel	Annealed	AZ-15.75	98800 ± 1300	57000 ± 2000	57000 ± 2000	50000 —	43800 ± 3800	27.3 ± 1.3	53.6 ± 1.6	17.1 ± 1.0	66400 ± 100
Stainless Iron	As Received	GR	112500 ± 500	78800 ± 300	79500 ± 1000	70000 —	65000 —	23.5 —	66.8 ± 0.2	46.8 ± 3.5	67600 ± 400
Stainless Iron	As Received	HT	89500 ± 1500	46300 ± 1200	a 45000 —	a 34000 —	25000 —	35.5 ± 6.5	62.4 ± 3.2	a 49.4 —	a 85200 —
Stainless Steel	Quenched and Drawn	GS-O-12	c 117400 ± 4200	c 53200 ± 6500	56000 ± 6000	45000 ± 2000	c 41200 ± 2100	c 21.0 ± 1.7	c 52.3 ± 2.5	13.4 ± 0.8	74400 ± 300
Medium Chromium-Low Carbon Steel	As Received	HH	c 87700 ± 2800	c 40200 ± 1600	c 39300 ± 1600	c 30700 ± 2400	c 25300 ± 400	c 29.2 ± 2.2	c 61.3 ± 1.5	c 7.6 ± 2.0	71100 ± 700
Medium Chromium-High Carbon Steel	Annealed	HI-17	107000 ± 1000	c 47500 ± 2300	c 46700 ± 2900	c 38000 ± 1300	c 36000 ± 700	16.3 ± 1.8	30.0 ± 0.1	c 1.3 ± 0.2	74100 ± 500
High Chromium-Low Copper Steel	As Received	GQ	d 87900 ± 1900	d 48800 ± 800	d 47800 ± 2300	d 40500 ± 1500	d 40000 ± 2000	d 27.9 ± 0.4	d 52.2 ± 1.1	d 2.4 ± 1.0	c 71900 ± 1100
High Chromium Steel	As Received	HR	81000 —	46800 ± 800	44500 ± 500	26800 ± 800	26300 ± 1300	a 28.0 —	a 57.0 —	2.9 —	60500 ± 700

+ .. Stress Strain Graph Curved From Origin.

Unless otherwise indicated each value is the average of two determinations.

a .. one determination only.

c .. Average of three determinations. d .. Average of four determinations

e .. Average of five determinations. f .. " " six

g .. " " seven

TABLE IV

INTRINSIC CORROSION-FATIGUE LIMITS OF ALUMINUM ALLOYS

Alloy	Intrinsic Corrosion-Fatigue Limit, lb. per sq. in.	
	<i>Fresh Water</i>	<i>Salt Water</i>
Aluminum	4000—5000	2500—3500
Aluminum-Manganese	5000—6000	3500—4500
Duralumin	7000—9000	6000—8000
Aluminum-Magnesium-Silicon.	7000	6000
90 : 10 Aluminum-Zinc.	7000	6000

RAPPORT SUR LES ESSAIS MÉCANIQUES DES PIÈCES EN FONTE MOULÉES

par

ALBERT M. PORTEVIN

(Nota: les numéros accompagnant dans le texte les noms des auteurs cités se réfèrent à la bibliographie placée en fin du rapport).

On n'envisagera ici que les *fontes grises en pièces moulées* c'est-à-dire les pièces en fonte contenant à l'état brut de coulée, du *graphite de solidification* en paillettes ou écailles, laissant de côté les fontes blanches et les fontes malléabilisées par recuit, dans lesquelles le carbone est en majeure partie, soit à l'état combiné, soit à l'état de graphite de recuit en nodules.

I. CONSIDÉRATIONS GÉNÉRALES

Le choix des méthodes d'essais mécaniques, les conditions du prélèvement des éprouvettes d'essais et les dimensions de ces éprouvettes sont dominées par 2 considérations fondamentales inhérentes aux propriétés et à la nature de la fonte grise: l'influence de la vitesse de refroidissement et la présence de graphite de solidification.

1°. CONSÉQUENCES RÉSULTANT DE L'INFLUENCE DE LA VITESSE DE REFROIDISSEMENT

La constitution, la structure et par suite les propriétés de ces fontes peuvent être considérablement influencées par la vitesse de refroidissement. C'est un fait tellement connu qu'il suffit de le rappeler: il en résulte que les propriétés mécaniques, d'une même fonte, sont fonction des dimensions et de la forme des pièces et que, dans une même pièce, ces propriétés dépendant de l'emplacement du prélèvement.

L'éprouvette d'essai doit être obligatoirement prélevée dans la pièce si on veut connaître les propriétés mécaniques de cette pièce; les propriétés d'une éprouvette coulée séparément d'une pièce pourront être très différentes de celles de la pièce; en outre, il n'est pas possible de déduire les unes des autres, cela tient, en particulier, à ce que:

a. les propriétés mécaniques sont conditionnées non seulement par l'épaisseur

mais aussi par la forme des pièces (influence du rayon de courbure extérieur sur la vitesse de refroidissement) et les masses relatives des pièces et du moule.

b. même pour une série de pièces géométriquement semblables, la loi de variation des propriétés mécaniques d'une même fonte en fonction des dimensions varie d'une fonte à l'autre sans qu'on puisse établir une relation générale; il n'y a qu'à se reporter, par exemple, aux résultats de Le Thomas, 16¹⁾.

En outre, la variation des propriétés à l'intérieur même de la pièce impose à l'éprouvette prélevée dans la pièce des dimensions maximum pour que cette éprouvette puisse être considérée comme aussi homogène que possible au point de vue des propriétés mécaniques.

Il faut donc utiliser des éprouvettes aussi petites que possible.

Enfin, il faut avoir en sa possession des moyens de s'assurer de la similitude des propriétés des pièces constituant un lot et *pouvoir multiplier les essais en des points voisins* pour éliminer les résultats entachés d'erreur accidentelles ce qui est fréquent dans les pièces en fonte moulées, non seulement en raison de l'hétérogénéité mécanique globale des fontes, mais aussi dans l'éventualité de défauts locaux (toujours à envisager dans les pièces moulées). On accordera donc une préférence particulière aux modes d'essais permettant la répétition de l'essai (essais de cisaillement et de dureté à la bille).

Une autre raison importante du prélèvement des éprouvettes dans la pièce même est la suivante; lorsqu'on étudie une pièce après fonctionnement soit qu'elle ne soit bien comportée en service soit au contraire qu'elle ait donné lieu à accident, on est bien obligé de prélever les éprouvettes dans la pièce même; comment tirer des conséquences pratiques et utilisables de cette étude ou de cette expertise, si les conditions de réception se font sur éprouvettes coulées séparément Il est alors impossible d'établir la responsabilité et d'apporter sûrement remède à des difficultés ou accidents à l'usage.

2°. CONSÉQUENCES RÉSULTANT DE LA PRÉSENCE DU GRAPHITE DE SOLIDIFICATION.

Le graphite de solidification en paillettes joue dans la masse le rôle d'autant d'entailles internes, ce qui entraîne les conséquences suivantes:

a. La capacité de déformation à l'extension est très faible et la limite élastique très basse, l'allongement de rupture à la traction est nul ou négligeable ($A > 1\%$) d'où l'influence considérable des flexions parasites dans l'essai de traction déterminant des ruptures prématurées pouvant fausser complètement la valeur de la résistance à la traction R_t . Deux fontes ayant même résistance à la rupture par flexion statique pouvant donner à l'essai de traction des résistances variant du simple au double (Fremont, 2).

L'effort de traction n'est jamais orienté rigoureusement suivant l'axe de l'éprouvette et fréquemment cette dernière se rompt aux congés ou dans les mordaches. Pour les fontes grises, comme pour tous les autres matériaux à très faible

¹⁾ Voir également les résultats concernant la dureté dans le travail de R. Hohage (Kruppsche Monatshefte, VII, 101, 1926).

allongement de rupture (verres, aciers trempés), on doit écarter l'essai de traction.

Ces chances d'erreurs sont d'autant plus grandes que la fonte est moins déformable et par suite de meilleure qualité mécanique puisqu'il a été montré que la capacité de déformation élastique variait en sens inverse de la résistance tant à la flexion (Fremont, 1 à 4) qu'à la traction (Portevin, 6 et 9).

Au surplus, il est admis en pratique que les pièces en fonte ne doivent pas travailler par traction, mais par compression ou flexion; à cet égard, la caractérisation par traction est un non sens. Enfin ce n'est pas la charge de rupture à la traction R_t qui intervient dans les calculs de résistances des matériaux, lesquels ne sont valables que dans le domaine des déformations élastiques, mais bien la limite élastique E et le module d'élasticité M . Or, il est impossible dans un essai *courant* de traction de déterminer pour les fontes ces deux grandeurs; il faut recourir à des méthodes de grande précision comme celle des miroirs (voir A. Portevin 8 et 9): par contre ces caractéristiques sont aisément accessibles si on opère par flexion (C. Frémont 1 et 2; A. Portevin 19 et 23).

Pour la même raison (faible capacité de déformation à la rupture), l'essai par choc des fontes est entaché d'erreurs et fournit des résultats qui sont souvent de l'ordre de grandeur des erreurs expérimentales, il est donc des plus imprécis (Frémont, 1, 2 et 4; Plana 26) et en désaccord avec les résultats pratiques (Nicolau, 25).

b. Les fontes grises ne présentent qu'un seul mode de rupture: intergranulaire. La cassure se propage en suivant le tracé jalonné par les paillettes de graphite (d'où la couleur grise ou noire des surfaces après rupture) que l'essai soit statique ou dynamique. L'essai par choc ne présente pas une signification nettement distincte de l'essai statique, comme cela a lieu pour les aciers, il n'en diffère que par la précision et la sensibilité.

c. La zone de déformation ou la section de rupture de l'échantillon ou de l'éprouvette essayés doivent contenir un nombre suffisant d'éléments de structure pour être statistiquement isotrope.

D'après Czochralski, une éprouvette de métal peut être considérée comme quasi isotrope lorsqu'une dimension transversale rencontre 10 grains.

Nous avons montré que pour avoir une fonte résistance, les paillettes de graphite devaient avoir une longueur n'excédant pas 1/10 mm. (A. Portevin, 11). Même en adoptant 5 mm. comme dimension transversale d'éprouvette, comme l'a fait Frémont dans son essai de cisaillement cette condition de quasi-isotropie est largement satisfaite pour les bonnes fontes; il ne pourrait y avoir irrégularité de résultats du fait de la structure que pour les fontes de qualité tout à fait inférieure ce qui est sans importance.

CONCLUSIONS RELATIVEMENT AUX MODES D'ESSAI.

- 1°. Les essais mécaniques des fontes seront des essais statiques;
- 2°. L'essai par traction doit être exclus; on pourra opérer par flexion ou cisaillement, par compression ou essai de dureté à la bille.

a. *Essais par flexion.* Ils constituent le mode d'essai de choix pour les fontes

adopté dès 1794 par Monge et donnant des résultats complets, puisqu'il permet de déterminer la limite élastique et le module même sur petites éprouvettes (Frémont, 1 à 4).

Par contre, il se prête moins facilement que le cisaillement simple et la dureté à la répétition de l'essai et il est d'exécution moins simple et moins rapide que ces derniers. Il doit être réservé aux études de laboratoire et aux épreuves de réception finale après que l'on aura vérifié l'uniformité de constitution des lots.

b. Essais par cisaillement. C'est Frémont (1 à 3) qui en 1909 a préconisé le cisaillement simple comme procédé de recette et de contrôle en fonderie des pièces en fonte en montrant que la résistance au cisaillement variait proportionnellement à la résistance à la flexion (1 et 2) et était pratiquement égale à la résistance à la traction (3) lorsque cette dernière est obtenue correctement.

Le cisaillement double (utilisé par Rudeloff 22 et Elliott, 21) est à écarter par suite de la non simultanéité rigoureuse d'action des 2 lames de cisaillement ce qui a une grande influence pour les matériaux à faible capacité de déformation comme les fontes. Par contre il faut bien encasturer la portion fixe de l'éprouvette, réduire le jeu entre les lames et bien guider la lame mobile pour éviter tout cisaillement oblique.

Ultérieurement ont été proposés des essais dérivés du cisaillement et plus complexes, par poinçonnage „Lochscher Versuch" (Sipp 5 et Rudeloff 18), par torsion et par perforation à l'emporte pièce „Lochstanzversuch" (Rudeloff 18 et 22).

L'éprouvette de Sipp modifiée par Rudeloff (fig. 1) comporte une colerette portant 3 entailles radiales; colerette que l'on détache sous forme annulaire par poinçonnage en agissant sur la tête de l'éprouvette laquelle repose sur une matrice; le cisaillement est compliqué de flexion (la résultante de l'effort n'agissant pas dans la surface de cisaillement) et d'effets d'éclatement (Sprengungswiderstand) que Rudeloff a essayé d'atténuer par les entailles radiales.

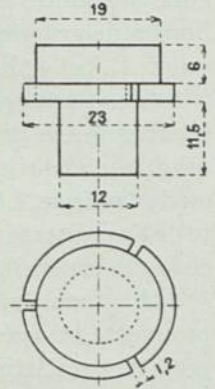


Fig. 1

L'éprouvette à l'emporte pièce de Rudeloff (fig. 2) est un disque P que l'on perce par un poinçon D après l'avoir placé dans une matrice M.

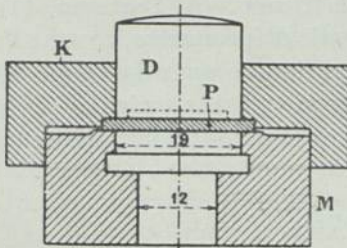


Fig. 2

A notre avis, ces deux modes d'essais présentent les inconvénients et causes d'erreurs suivants:

1°. par suite des imperfections inévitables d'usinage et de montage, l'effort n'agit que théoriquement suivant l'axe de révolution de l'éprouvette.

2°. les efforts mis en jeu sont complexes.

3°. les éprouvettes sont d'un prélèvement moins commode, de dimensions plus grandes, et d'un usinage plus coûteux que l'éprouvette de cisaillement ordinaire.

4°. Enfin elles ne permettent pas comme le cisaillement simple la répétition de l'essai sur la même éprouvette.

c. *essais à la bille.* Nous avons préconisé l'essai à la bille pour les fontes (Portevin 7 et 9) comme donnant des résultats en harmonie avec la résistance à la compression. Pour une série de fontes déterminée, en procédant à des essais de traction corrects (éprouvettes longues, réglage de la concentricité des efforts et de l'éprouvette par la méthode des miroirs), la dureté varie proportionnellement à la résistance à la traction (9) Mais il faut se garder de généraliser et on trouve des discordances entre la dureté et le cisaillement telles que celles citées par Nicolau (25).

Dureté Brinell	Résistance au cisaillement kg/mm ²
232 ± 4	30
196 ± 5	24
174 ± 10	20,2
153	18
135 ± 3	3,7
135	18,8 à 20,3

Ceci sera expliqué plus loin lorsqu'on parlera de la comparaison entre les résultats fournis par les divers modes d'essai.

CONCLUSIONS RELATIVES AUX PRÉLÈVEMENTS ET AUX DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES.

Les essais se feront sur éprouvettes prélevées dans la pièce donc aussi petites que possible, tout en étant de dimensions transversales suffisantes pour être quasi isotropes. Les éprouvettes de flexion 8 × 10 × 35 et de cisaillement (section carrée de 5 × 5 mm. ou rond de 5,64 mm. de diamètre) adoptées par Frémont (1 et 2) satisfont à cette double condition.

D'autre part, comme nous l'avons déjà dit, l'hétérogénéité mécanique des fontes, résultant de l'influence de défauts locaux inhérente à toute pièce de fonderie, requiert la nécessité de pouvoir répéter l'essai en des régions très voisines pour écarter les erreurs expérimentales. D'où l'intérêt de l'essai de cisaillement simple qui peut être effectué tous les 3 mm. sur la longueur de l'éprouvette et de l'essai à la bille qui doit être répété.

CONSÉQUENCES RELATIVEMENT AU CHOIX DES MACHINES ET AUX MODES DE PRÉLÈVEMENT DES ÉPROUVETTES.

L'emploi de petites éprouvettes a le grand avantage de ne requérir que des machines de faible puissance.

Ceci est une conséquence très heureuse car si on veut que les essais mécaniques

des pièces en fonte se répandent dans toutes les fonderies, il importe d'écarter les machines d'essai puissantes, encombrantes et *très coûteuses*, comme sont les machines actuelles de traction et de compression. En fait c'est là qu'il faut trouver une des principales raisons de l'absence de machines d'essai dans beaucoup de fonderies. Il convient donc de ne pas préconiser la compression.

Les 3 essais, flexion sur petite éprouvette, cisaillement simple et dureté, ne nécessitent alors que des efforts de même ordre de grandeur; c'est ainsi qu'une machine à bille munie d'appareil enregistreur permet de les effectuer tous les trois (exemple des études de Nicolau, 25).

Dans le même ordre d'idées, le prélèvement d'éprouvettes doit se faire très simplement, ce qui a été réalisé pour les éprouvettes de cisaillement par Frémont au moyen d'un trépan permettant d'extraire de la pièce (ou de bossages ménagés à cet effet sur la pièce) de petites carottes cylindriques.

L'hétérogénéité de la fonte moulée ne permet pas d'obtenir une régularité de résultats comparable à celle qu'on réalise sur l'acier forgé, la répétition des essais permet d'écarter les causes d'erreurs dues aux défauts locaux mais il paraît superflu d'exiger un usinage complémentaire des éprouvettes de cisaillement qui peuvent être essayées, telles que les fournit le trépan: il suffit de vérifier les diamètres exacts des sections de ruptures en les mesurant après rupture (Girardet, 24) et d'éviter, pendant le prélèvement au trépan, l'effet d'abrasion par les copeaux détachés.

Par contre les éprouvettes de Sipp et de Rudeloff n'offrent pas ces facilités de prélèvement et cette économie d'usinage.

EXPRESSION DES RÉSULTATS ET COMPARAISON ENTRE LES DIVERS ESSAIS.

On a souvent coutume de calculer d'après la charge de rupture à la flexion et les dimensions de l'éprouvette, ce qu'on appelle la résistance à la flexion R_f par une extrapolation abusive de l'emploi de la formule d'Euler-Bernoulli qui n'est valable que dans le domaine des déformations élastiques, lequel est particulièrement réduit dans les fontes grises; les résultats ainsi obtenus sont naturellement fonction, dans une certaine mesure, des dimensions de l'éprouvette alors qu'on la présente comme un coefficient caractéristique de la matière.

Il convient d'abandonner cette fâcheuse habitude qui ne peut que fausser et d'exprimer le résultat par la *charge totale déterminant la rupture sur une éprouvette de dimensions déterminées*.

Enfin, plusieurs expérimentateurs ont relié par des formules empiriques les résultats qu'ils ont obtenus pour les diverses caractéristiques mécaniques des fontes: Résistance à la traction R_t , à la flexion R_f , à la compression R_c , au cisaillement R_c avec la dureté Δ (Portevin, 7 et 9; Schüz, 12; Le Thomas, 16; Ferrer, 17; Rudeloff, 22; Plana, 26, etc.).

A cet égard, comme nous l'avons fait remarquer (Portevin, 23 et 27), il ne faut pas oublier que ces diverses caractéristiques ne sont pas fonction au même degré des mêmes variables.

En particulier R_c et Δ dépendent principalement de la teneur en carbone com-

biné C_c et de la finesse de la perlite; R_t , R_c et R_f dépendent de ces mêmes facteurs mais peuvent être en outre notablement influencées par la proportion et le développement des paillettes de graphite.

On ne peut donc établir de formules absolument générales et les relations trouvées doivent être différentes suivant la série des fontes étudiées par chaque expérimentateur.

Il y a donc lieu de ne pas attribuer à ces formules une rigueur et une généralité qu'elles n'ont pas.

A plus forte raison ne doit-on pas chercher de relation entre des valeurs erronées telles que celles de R_t déterminée par les essais courants et les valeurs d'autres caractéristiques non entachées de ces causes d'erreur; les discordances trouvées sont même une preuve de l'inexactitude de l'essai de traction pour les fontes.

Ces formules sont utiles en première approximation dans les périodes de transition lorsqu'on substitue un mode d'essai à un autre; cela permet d'avoir une idée de l'ordre de grandeur des nouvelles caractéristiques et de se procurer des points de repère avant leur mise en application.

Les essais mécaniques en pratique ont pour but d'obtenir non pas tant la valeur d'une propriété souvent mal définie mais bien un coefficient de classement qualifiant la qualité de la matière; la règle à adopter en pareil cas est celle que nous avons déjà énoncée (Portevin, 23):

„Deux modes d'essais sont concordants, pratiquement équivalents et peuvent se substituer l'un à l'autre lorsqu'ils fourniront le même ordre de classement des fontes expérimentées”. Les relations numériques sont une manière abrégée mais d'apparence trop absolue et trop rigoureuse d'exprimer ce résultat dans certaines conditions.

Les expérimentateurs ont d'autre part souvent la tendance à retoucher les conditions d'essais et dimensions d'éprouvettes, ce que tout le monde peut faire, sans raisons sérieuses autres que le désir d'y imprimer une note personnelle flattant leur amour-propre d'auteur: il importe de réagir contre cette tendance qui conduit au désordre et à la confusion. Ce n'est que par l'uniformisation et la discipline que les méthodes d'essai porteront leurs fruits.

APPLICATIONS ET RÉSULTATS PRATIQUES

Le but essentiel des essais mécaniques est de fournir des termes de comparaison en harmonie avec les résultats d'emploi des pièces et non de casser des éprouvettes pour se mettre à l'abri des responsabilités.

Quels que soient l'exactitude et le bien fondé des considérations qui conduisent à adopter des méthodes d'essais et conditions de réception, elles n'ont de réelle valeur que si elles sont consacrées par l'expérience pratique et les constatations d'usage.

Il importe donc d'établir le bilan de la valeur pratique des anciennes méthodes et des nouvelles.

1°. *Anciennes méthodes d'essais.* (essais de traction et de flexion par choc ou statique, sur barreaux coulés séparément). Ainsi que nous l'avons déjà dit, la réception sur barreaux coulés séparément exclut toute possibilité de tirer une conclusion de l'examen d'une pièce après service, satisfaisant ou non, puisque la réception a été prononcée non pas d'après la pièce qui sera utilisée, mais d'après une autre. Aussi la construction mécanique ne peut en général fournir aucune documentation sérieuse à cet égard.

Mais les fabrications de projectiles en fonte pendant la guerre nous apportent au sujet de l'efficacité de ces méthodes de réception un résultat décisif par son ampleur et sa certitude; l'essai de tir fournit en effet, à bref délai, les résultats *individuels* de la valeur en service des projectiles, et du nombre énorme de résultats actuels se dégage avec netteté cette conclusion que les anciens essais de réception ne fournissent aucune garantie de la qualité des pièces et sont à cet égard dénués de toute signification ¹⁾.

Les mêmes conclusions ont été déduites de fabrications différentes telles que celles des segments en fontes pour pistons de moteur.

2°. *Nouvelles méthodes d'essais.* (flexion, cisaillement, dureté à la bille sur pièce même).

Par contre dans des lots de projectiles refusés au tir, l'essai à la bille a permis par triage d'extraire des obus donnant toute satisfaction au tir. Une fabrication de segments de pistons contrôlés par l'essai à la bille a donné toute satisfaction à l'emploi.

Une étude approfondie faite par Le Thomas (16) aux Etablissements de la Marine française à Indret, a conduit à l'élaboration d'un projet de cahier des charges n'utilisant que les nouvelles méthodes d'essais et qui est en voie d'adoption.

C'est aussi la conclusion qui se dégage de l'examen de l'étude du capitaine Plana (26) Chef du laboratoire métallurgique central de l'artillerie espagnole.

Le Capitaine Nicolau (25) à la suite des expériences et études qu'il a effectuées à la Section Technique de l'Artillerie française conclut nettement à l'adoption de l'essai à la bille et de l'essai de cisaillement Frémont pour le contrôle de la qualité des fontes.

Diverses fonderies ont déjà mis en usage pour le contrôle régulier de leurs fabrications les méthodes nouvelles d'essai et s'en déclarant entièrement satisfaites; on peut se reporter à cet égard aux publications de M.M. Thyssen (15) et Girardet (24) qui fournissent de très intéressants détails d'application pratique. Enfin, certaines compagnies de Chemins de fer français, le T. C. R. P. utiliseraient ces procédés pour leur contrôle intérieur.

Peu à peu la caractérisation des fontes fait appel à ces nouvelles méthodes (exemple Varlet (14)).

On peut donc dire maintenant que ces méthodes sont sorties de la période d'étude en laboratoire; quoique préconisées dès 1909, elles n'ont, en raison sans doute

¹⁾ Récemment encore, le capitaine Nicolau (25) dans l'étude de boulets en fonte après tir, boulets reçus avec les anciennes méthodes, trouvait que ceux satisfaisant au tir ne satisfaisaient pas à l'essai au choc et inversement.

des événements, de l'inertie et de la routine, été mises en pratique qu'aux environs de 1920. Malgré cette utilisation de date récente, elles ont abouti à un ensemble de résultats et de conclusions concordantes touchant leur mise en application pratique. Aucun de ceux qui ont eu recours à ces nouvelles méthodes ne les ont abandonnées.

Par contre les anciennes méthodes en contradiction avec toutes nos connaissances sur la constitution et les propriétés des fontes sont également condamnées par les résultats pratiques d'application.

CONCLUSIONS

Il importe donc de consacrer cette évolution rationnelle des méthodes d'essais des fontes en marquant d'une manière officielle les points définitivement acquis et sanctionnés tant par les études de laboratoire que par leur utilisation pratique. Nous proposons donc d'adopter les résolutions suivantes concernant la caractérisation des qualités mécaniques des fontes :

1°. Les modes d'essais seront la flexion statique, le cisaillement simple et l'épreuve de dureté à la bille à l'exclusion de la traction et des essais au choc.

2°. L'essai se fera sur éprouvette provenant de la pièce de fonderie et non coulée séparément.

3°. Les dimensions de l'éprouvette de flexion seront 8×10 mm et 35 mm de longueur reposant sur appuis de 30 mm d'écartement. La résistance à la flexion sera exprimée par la charge totale de rupture.

Les éprouvettes de cisaillement auront une section de 25 mm^2 soit carrée de 5×5 mm., soit circulaire de 5 mm 64 de diamètre.

L'adoption de ces conclusions réalisera un progrès considérable vers l'unification et la généralisation de procédés qui aura une répercussion salutaire dans la fabrication des fontes de qualité et dans la fonderie de fonte en général.

DISCUSSION

Prof. M. Roš, Zurich

M. A. Portevin arrive, pour les fontes grises de moulage, à la conclusion qu'on doit recourir aux essais :

- 1°. de flexion pour la qualification complète d'une fonte
- 2°. de cisaillement et de dureté pour le contrôle de l'homogénéité et d'éliminer la traction et le choc.

Les éprouvettes doivent être découpées dans la pièce des emplacements judicieusement choisis.

Les idées qui préoccupent le Laboratoire Fédéral d'Essai des Matériaux dans la question des essais de résistance des fontes et qui seront sans doute influencées par les méthodes, résultats de riches et longues expériences et de recherches expérimentales scientifiques, que vient d'exposer M. A. Portevin, sont les suivantes :

I. *Examen des pièces mêmes.*

Les résultats de ces essais permettent de juger sur la qualité de résistance la plus probable de toutes les autres pièces. Ils donnent réponse intégrale sur les propriétés mécaniques, résultants de la qualité de la coulée, de toutes les influences thermiques (manière et vitesse de refroidissement), de la grosseur des pièces et de la forme de la section résistante.

II. *Qualification de la fonte des pièces.*

Dans ce but on est obligé de prélever des éprouvettes réparties sur les différents endroits de la même pièce complètement découpée.

De cette manière on arrive à constater les différences au point de vue des qualités mécaniques dans la même pièce, sans pouvoir se rendre compte des tensions secondaires inévitables dans les pièces de fonte, conséquences des influences thermiques et des phénomènes dus au retrait.

III. *Qualification de la fonte sur barreaux coulés séparément*

L'examen des éprouvettes coulées séparément peut donner des renseignements très utiles sur les propriétés mécaniques des pièces mêmes, à la condition que les dimensions des éprouvettes correspondent bien aux épaisseurs des pièces.

L'examen des fontes de qualité différente sur barreaux de mêmes dimensions coulés séparément toujours sous mêmes circonstances est à considérer comme une très satisfaisante méthode comparative d'essais des fontes.

IV. *Essais mécaniques*

1°. Dans les laboratoires: recherches scientifiques. Nous sommes de l'avis qu'on doit procéder aux essais de

traction,
compression,
flexion,
torsion,
dureté.

Nous sommes parfaitement d'accord avec M. Portevin que l'essai à la traction est très délicat. La mesure des déformations élastiques locales d'une barre tendue peut être influencée par des efforts secondaires dus aux excentricités de la force longitudinale par rapport au centre de gravité de la surface élastique de la section de rupture. En employant des machines à haute précision (Système Amsler) et opérant avec des appareils très exacts pour la mesure des déformations locales (Système Okhuizen-Huggenberger) on arrive à éliminer ces influences. Les allongements totaux à la rupture sont d'ordre très petit, $\lambda = < 1 \%$.

La résistance à la traction est la plus faible. La rupture se produit par séparation (Trennungsbruch).

Le constructeur doit absolument être en pleine connaissance de la résistance à la traction.

La résistance et la déformation à la compression ont un caractère tout à fait différent de la traction. La rupture se produit par cisaillement (Gleitungsbruch), sous l'angle de 35° . La déformation totale de compression à la rupture peut atteindre 16% .

L'essai à la torsion remplace l'essai au cisaillement. Les modules d'élasticité correspondant aux déformations à la rupture pour la traction et pour la compression étant différents, on sera obligé d'apporter aux essais à la torsion une correction pour en déduire la résistance à la traction, que subit la barre (rupture sous 45° vers l'axe de la barre).

L'essai de flexion est très précieux, notamment comme contrôle en usine. La

mesure des flèches f en fonction de l'effort P est indispensable. Le travail total de rupture

$$A = \int_0^{f_{\max}} P \cdot df$$

qui dépend de la résistance à la déformation et de la capacité de déformation est à considérer comme coefficient de qualité.

Les tensions maxima de rupture d'après la formule

$$\sigma = \frac{M}{W}$$

sont fausses. Elles se présentent plus grandes.

Pour les fibres de la partie tendue la différence entre la résistance calculée d'après la formule

$$\sigma = \frac{M}{W}$$

et la résistance réelle est notamment grande.

Elle peut atteindre plus de 100 %. La loi de Navier est pratiquement exacte, par contre la loi de Hooke ne correspond pas aux faits. Les diagrammes des tensions-allongements sont très différents pour la traction et pour la compression, par conséquent l'axe neutre de la barre fléchie se déplace vers le côté de la plus grande résistance (compression) et l'influence de la forme géométrique de la section résistante se fait valoir.

La fibre tendue de la barre fléchie se rompt au moment où la résistance à la traction est atteinte,

Conclusion: La résistance à la flexion d'après la formule

$$\sigma = \frac{M}{W}$$

est fautive. Elle dépend des capacités de déformation qui sont différentes pour la compression et pour la traction et est influencée par la forme géométrique de la section résistante. Le travail total de rupture

$$A = \int_0^{f_{\max}} P \cdot df \text{ doit être considéré}$$

comme coefficient de qualité.

2°. Dans les usines: contrôle de fabrication. L'application des recherches mentionnées sous 1° doit se borner aux essais de résistance à la

traction β_z

compression β_d

flexion β_b et A

dureté H .

Nous donnons la préférence aux éprouvettes plus grandes que M. A. Portevin vient de proposer.

BIBLIOGRAPHIE DES NOUVELLES METHODES D'ESSAIS MECANIQUES
DES FONTES

1. CH. FRÉMONT. Essais mécaniques de la fonte, Bull. Soc. Encouragement, 964, Mai 1909.
2. — Nouvelle méthode d'essai mécanique de la fonte. VIe Congrès de l'Association internationale pour l'essai des matériaux. New-York 1912.
3. — Nouvelle machine pour mesurer la résistance de la fonte par la méthode du cisaillement. C. R., CLXVII, 949, 1918.
4. — Nouvelles méthodes d'essais mécaniques de la fonte; Chez l'auteur, 25, Rue du Simplon, 1920.
5. K. SIPP. Die Scherprobe in ihrer Anwendung bei Gusseisen. Stahl und Eisen, XL, 1697 1920.
6. A. PORTEVIN. Considérations générales sur les essais mécaniques des fontes. Congrès de fonderie de Liège, Septembre 1921.
7. — L'essai de dureté à la bille sur la fonte aciérée. Congrès de fonderie de Liège, Septembre 1921.
8. — Limites élastiques à la traction et à la compression de la fonte aciérée. Congrès de fonderie de Liège, Septembre 1921.
9. — Caractéristiques mécaniques et élastiques des fontes et utilisation de l'essai à la bille. Séance du 15 Octobre 1921, de l'Association franco-belge pour l'essai des matériaux. Rev. Mét., XVIII, 761, 1921.
10. E. RONCERAY. New Methods of Testing Cast Iron. Proceedings of the Institute of British Foundrymen, XV, 126, 1922.
11. A. PORTEVIN. Microstructure des fontes aciérées. Rev. Mét., XIX, 227, 1922.
12. E. SCHÜZ. Die Beziehungen zwischen Zugfestigkeit, Härte und gebundenen Kohlenstoff beim Gusseisen. Stahl und Eisen, XLIII, 720, 1923.
13. J. DURAND. Contribution à l'étude des méthodes d'essai des fontes. C. R., CLXXVI 1450, 1923.
14. J. VARLET. Les caractéristiques mécaniques des fontes spéciales 4^e. Congrès de fonderie, Paris, Novembre 1924.
15. H. THYSSSEN. La détermination des propriétés mécaniques des pièces moulées, Revue Universelle des Mines (7^e Série) V, 186, 1925.
16. LE THOMAS. Un exemple vécu d'application des nouvelles méthodes d'essais des fontes. Congrès de Fonderie de Liège, Octobre 1925.
17. J. FERRER. Quelques essais sur la fonte grise. Congrès de fonderie de Liège, Octobre 1925.
18. M. RUDELOFF. Lochscherversuche mit Gusseisen. Stahl und Eisen, XLVI, 97, 1926.
19. A. PORTEVIN. Les propriétés et les essais mécaniques des fontes Conférence à l'Ecole des Arts et Métiers de Paris, 26 février 1926.
20. LE THOMAS. Testing Cast Iron. American Foundrymen's Association. Congrès de Détroit, Septembre 1926.
21. G. K. ELLIOT. A Shearing Test for Gray Cast Iron. American Foundrymen's Association. Congrès de Détroit, Septembre 1926.
22. M. RUDELOFF. Beurteilung der Festigkeit von Gusseisen nach dem Scherversuch. Gieserei, XIII, 577 et 594, 1926; Stahl und Eisen, XLVI, 1829, 1926.
23. A. PORTEVIN. Les essais mécaniques des fontes Conférence faite à la réunion de l'Association suisse pour l'essai des matériaux et de l'Association suisse des fonderies à Zürich le 14 Décembre 1926. (Rapport no. 17 du Laboratoire fédéral d'essai des matériaux).

24. F. GIRARDET. Le Contrôle scientifique de la fabrication dans les moyennes et petites fonderies de fonte. Bulletin de l'Association technique de Fonderie, p. 42, Mai 1927.
 25. Capitaine NICOLAU. Etude des caractéristiques mécaniques des projectiles en fonte ordinaire et en fonte aciérée. Rapport du Laboratoire des Essais mécaniques et physiques de la Section technique de l'Artillerie Février 1927.
 26. Capitaine A. PLANA. Essais de la fonte; projet d'unification. Congrès de fonderie de Liège. Octobre 1925 (Sous presse).
 27. A. PORTEVIN. Les fontes résistantes. Conférence à l'Association technique de fonderie, 17 mars 1927. — Bull. Assoc. Tech. Fonderie, Juillet 1927.
-

UEBER DEN VERSCHLEISSWIDERSTAND DES PHOSPHORHALTIGEN GRAUGUSSES ¹⁾

von

E. PIWOWARSKY

Aachen

(Mitteilungen aus dem Eisenhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule Aachen).

Die Verschleissfestigkeit phosphorhaltiger Gusseisensorten ist seit mehr als zwei Jahrzehnten ein in Fachkreisen stark diskutiertes, literarisch jedoch verhältnismässig wenig behandeltes Problem. Die Schwierigkeiten bei der zahlenmässigen Erfassung vergleichbarer, dem Beanspruchungsvorgang nahekommender systematischer Versuchsreihen liegen in den unzureichenden Methoden der Verschleissprüfung begründet, welche immer noch einer einwandfreien Erklärung ihres physikalischen Vorganges harrt. Grossversuchsreihen in völliger Anlehnung an den praktischen Betrieb aber sind zeitraubend und kostspielig. Hinzu kommt, das die wechselnde Wartung und Schmierung eine zusätzliche, schwer zu fixierende Unbekannte darstellt; und nicht jede Maschinenfabrik ist so grosszügig wie jene, welche einmal die Zusammensetzung der Zylinderbüchsen ihrer Schiffsmaschinen systematisch änderte, die Schiffe um die Erde laufen liess und gelegentlich einer Reparatur oder Ueberholung die durch Verschleiss bewirkte Massänderung der Büchsen feststellte.

Immerhin ergaben diese und andere ähnliche Versuche, dass die Verschleissfestigkeit von Gusseisen mit zunehmendem Phosphorgehalt bis etwa 1% und darüber noch stetig zunahm, dass hingegen die gleichzeitig rasch ansteigende Empfindlichkeit eines derartigen Materials gegen dynamische Beanspruchung eine Steigerung des Phosphorgehaltes über etwa 0,8% Phosphor nicht ratsam erscheinen liess.

Im Folgenden sei nun über einige vergleichende Versuche an Gusseisensorten vorwiegend perlitischer Grundmasse berichtet, welche unter Benutzung neuerer Verschleissmaschinen verschiedenartiger Konstruktion zu ähnlichen Resultaten

¹⁾ Vortrag vor dem Internationalen Kongress für die Materialprüfungen in der Technik, Amsterdam, September 1927.

führten und bei Wahl geeigneter Prüfbedingungen die zahlenmässige Kennzeichnung des Verschleisswiderstandes phosphorhaltiger Gusseisensorten nicht ganz aussichtslos erscheinen lassen.

APPARATUREN FÜR DIE ABNUTZUNGSPRÜFUNG

Die Prüfung des Materials auf Abnutzung wurde auf zwei Maschinen völlig verschiedenen Prinzips durchgeführt und zwar auf der Maschine Bauart Spindel, hergestellt von der M. A. N. sowie auf der Maschine von Alfred J. Amsler & Co. in Schaffhausen (Schweiz). Da über beide Maschinen wiederholt von anderer Seite ¹⁾ eingehend berichtet worden ist, soll an dieser Stelle nur ihr Arbeitsprinzip kurz gekennzeichnet werden.

a. Abnutzungsprüfmaschine Bauart Spindel

Ein kräftiger Rahmen, der auf einer Welle drehbar gelagert ist, trägt einen mittels einer Schraube verstellbaren Schlitten. In diesen ist die Achse eines Hebels eingelagert, mit dem die in Backen eingespannte Probe an das umlaufende Werkzeug mit messbarem Druck und Vorschub angepresst werden kann; in unserem Falle eine Stahlblechscheibe von ca. 300 mm bei 25 Umdr./min. und einem Anpressdruck von 3—10 kg. Massgebend für den Verschleisswiderstand ist die Einschleiffsehnlänge.

b. Abnutzungsmaschine für Metalle von Alfred Amsler & Co.

Im Gegensatz zur Maschine Bauart Spindel bestimmt Amsler die Abnutzung der Probekörper aus ihrem Gewichtsverlust.

Die zu prüfenden Metalle liegen in Form von zwei runden Scheiben von 30—50 mm Durchmesser und von etwa 10 mm Dicke vor, die unter bestimmtem Druck mit ihrem Umfang aufeinander laufen.

Die Maschine ist so konstruiert, dass sich neben rein rollender Reibung auch kompliziertere Reibungsarten einstellen lassen. Das Verhältnis der Durchmesser der beiden Scheiben kann z. B. so bemessen werden, dass ausser dem Abrollen auch ein Gleiten stattfindet (Schlupf). Ferner lässt sich auch eine rollende Reibung mit senkrecht zur Drehrichtung pendelnder Gleitbewegung einstellen, wodurch auch ein Anfressen des Materials verhindert wird. Bei einer Prüfung auf ausschliesslich gleitende Reibung kann die obere Scheibe entweder feststehen oder aber besser durch ein Gegenstück mit kreissegmentförmigem Einschnitt ersetzt werden. Die Scheiben machen ca. 200 Umdr./min. Der Druck zwischen den Versuchsscheiben lässt sich durch eine Feder in den Grenzen zwischen 20—300 kg einstellen.

Im Rahmen der ersten Versuchsreihe wurden zwei der Praxis entnommene, als

¹⁾ Vgl. z. B. Z. d. V. D. J. Nr. 12, 1926, S. 415; s. a. Zschr. d. Oesterr. Ing. u. Arch. Ver., Heft 11/12, 1926. Z. d. V. D. J. Nr. 15, 1922, S. 377/78.

Zylinderguss angelieferte Materialien (im folgenden mit No. 1 bzw. No. 6 bezeichnet) sowie fünf synthetisch in der eigenen Versuchsgiesshalle (Oeltiegelofen) des Instituts erschmolzene Gusseisensorten verschieden hohen Phosphorgehalts geprüft. Die chemische Zusammensetzung der Proben zeigt Zahlentafel 1. Die Verschleissversuche wurden für mich in entgegenkommender Weise in der Versuchsanstalt der Dortmunder Union (Leitung Herr Dr.-Ing. E. H. Schulz) mit einer dort stehenden „Spindel“-Maschine, sowie auf der Versuchsanstalt der August Thyssen-Hütte zu Hamborn (Leitung Herr Dr.-Ing. H. Meyer) an einer „Amsler“-Maschine bei gleitender Reibung und einer Umdrehungszahl = 200/min. durchgeführt ¹⁾: Im letzteren Falle diente in allen Fällen als feststehende Gegenrolle ein aus der Praxis mir überlassener Kolbenringguss. Für die Verschleissprüfung war in allen Fällen die Guss Haut der Proben entfernt worden. Die im Untersuchungsbericht I sowie in Zahlentafel 2, 2a und 3 mitgeteilten Angaben decken sich mit dem Originalbericht der erwähnten Versuchsanstalten ²⁾.

Aus diesen Zahlen sowie aus der grafischen Darstellung derselben in Abb. 1 geht hervor, dass bei der Prüfung nach Spindel eine überraschend klare Beziehung zwischen dem Phosphorgehalt des Gusseisens und dem Verschleisswiderstand sich ergab. Ferner ist hervorzuheben, dass z.B. die Schmelzen No. 2 und 3 mit 0,30 bzw. 0,35 % Phosphor sich in ihren Ergebnissen bei der Verschleissprüfung fast vollkommen decken, obwohl die Schmelze 2 weit weniger Grafit enthält, also mehr Karbid besass als die Schmelze 3. Man ersieht hieraus, dass anscheinend für den Verschleiss das Phosphid von ausschlaggebender Wirkung ist. Dasselbe zeigt sich auch bei den Schmelzen 4 und 5, welche annähernd doppelt soviel Phosphor enthalten. Auch hier decken sich die Ergebnisse der Abnutzungsprüfung fast vollkommen, obwohl auch hier die Schmelze 4 viel mehr karbidisch erstarrt ist. Den grössten Widerstand gegen Abnutzung zeigt die Schmelze 7 mit etwa 0,70% Phosphor.

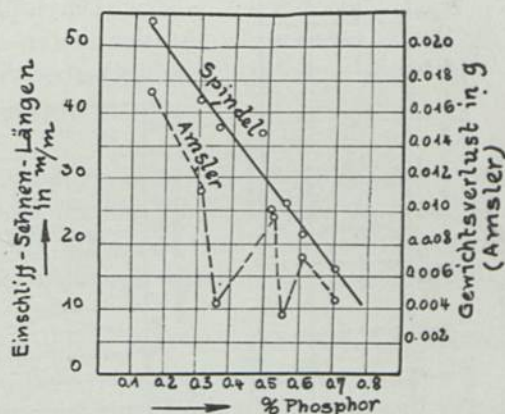


Abb. 1 Verschleisswiderstand in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt.

Die beiden phosphorreichsten Proben 6 und 7 geben selbst bei dem Anpressdruck von 10 kg. noch gute Einschnitte, während für alle andern Proben dieser Anpressdruck bereits zu hoch ist.

Wesentlich unübersichtlichere Resultate ergab die Prüfung auf der Amsler-

¹⁾ Wofür auch an dieser Stelle nochmals bestens gedankt sei.

²⁾ Lediglich die Bezeichnung der Materialien geschah hier nach einem anderen Schlüssel.

Maschine, wengleich auch hier die Tendenz der Ergebnisse gleichgerichtet bleibt (vgl. Abbildung 1).

Die nunmehr folgenden Resultate wurden erhalten im Rahmen einer neueren Arbeit, welche einen weiteren Beitrag zur Frage des Einflusses der Ueberhitzungs-

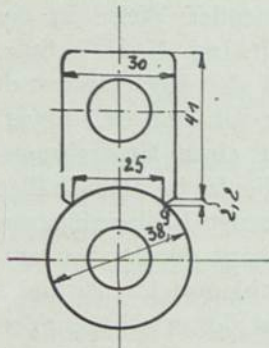


ABB. 2.

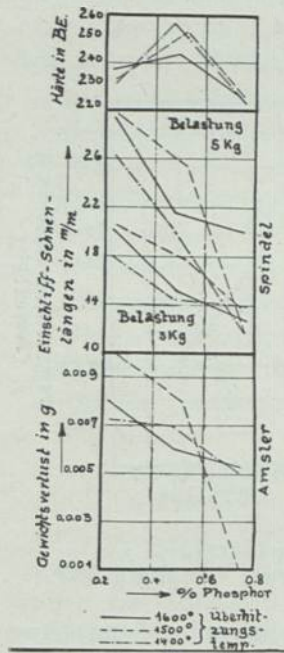


Abb. 3 Verschleisswiderstand in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt des Gusseisens (Spindel u. Amsler).

temperatur bei Schmelzen mit zunehmendem Phosphorgehalt auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften von Grauguss liefern sollten. Die Schmelzen im Einzelgewicht von etwa 20 kg. wurden in einem Kokstiegelofen Bauart Baumann hergestellt, auf 1400 bezw. 1500 bezw. 1600° C. überhitzt, stets bei 1350° C in getrocknete Sandform vergossen und zwar u. a. zu Vierkantstäben 35 × 35 × 350 mm für die Abnutzungsprobe nach Spindel und zu Rundstäben von 40 ø × 300 mm. zwecks Herstellung von Abnutzungsproben nach Amsler. Die Zusammensetzung der Schmelzen gibt Zahlentafel 4 wieder. Auch hier erfolgte die Verschleissprüfung stets nach Entfernung der Gushaut.

Zur Durchführung der Abnutzungsversuche nach Amsler waren aus den 40 mm. ø Rundstäben Versuchsscheiben von 38 mm ø gedreht worden. Als

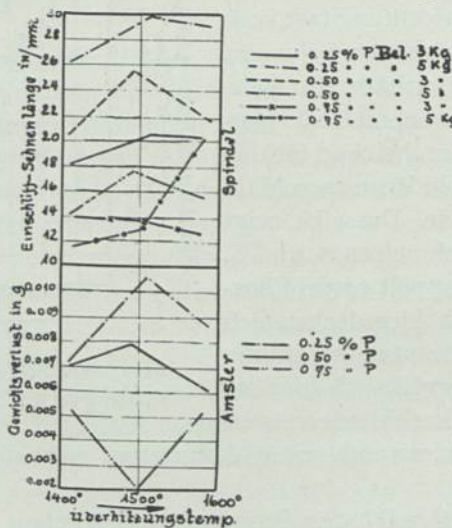


ABB. 4.

Gegenmaterial wurde hier nicht eine Versuchsscheibe sondern ein Gegenstück verwendet, wie dies aus Abb. 2 ersichtlich ist. Das Gegenstück bestand aus dem bereits oben erwähnten Kolbenringmaterial.

[Die Ergebnisse der Prüfung sind in Untersuchungsbericht II sowie in Zahlentafel 5 und 6 zu finden].

Abb. 3 zeigt ferner grafisch den Verschleisswiderstand in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt bei den verschiedenen Ueberhitzungstemperaturen.

Die bei allen Ueberhitzungstemperaturen und Belastungen vollkommen eindeutige Steigerung des Verschleisswiderstandes mit steigendem Phosphorgehalt kommt auch hier deutlich und zwar unabhängig vom Arbeitsprinzip der Verschleissmaschine zum Ausdruck.

Wie bereits oben erwähnt, war versucht worden, die Beeinflussung der Verschleissfestigkeit durch den Grad der Schmelzüberhitzung zu verfolgen. Tatsächlich kommt in 4 von den 6 aufgetragenen Kurven der Versuche nach Spindel (Abb. 4) ein deutliches Minimum der Verschleissfestigkeit bei der Ueberhitzungstemperatur von 1500° zum Ausdruck, den auch die entsprechenden Kurven nach Amsler (Abb 4 unten) zeigen. Merkwürdig ist, dass mit einer Ausnahme die jeweils niedrigste Ueberhitzungstemperatur die besten Verschleisswerte lieferte.

Wenn auch aus der geringen Zahl der Versuche kein endgültiges Urteil gebildet werden kann, so scheint doch der Einfluss des absoluten Phosphorgehaltes den Einfluss der Ueberhitzungstemperatur auf die Verschleissfestigkeit bei weitem zu überwiegen, wenn ein solcher überhaupt vorhanden sein sollte, was auf Grund der vorliegenden Versuche jedenfalls nur mit sehr starken Einschränkungen angenommen werden kann.

Für den aus Zahlentafel 6 ersichtlichen, in zwei Fällen die Versuchsrolle stark überschreitenden Verschleiss der Gegenseibe bei der Prüfung nach Amsler konnte keine Erklärung gefunden werden.

ALLGEMEINE UND VERGLEICHENDE BETRACHTUNGEN AN DEN ABNUTZUNGSVERSUCHEN

Der vollkommen parallele Verlauf der Werte trotz der prinzipiell gänzlich verschiedenen Verschleissprüfapparaturen kann für die Praxis als sehr wertvoll bezeichnet werden, umso mehr, als er sich auch mit den verschiedenen empirischen Beobachtungen aus der Praxis, die hauptsächlich an Zylindermaterial gemacht wurden, zu decken scheint.

Beachtenswert erscheint auch die Feststellung, dass mit (Amsler) und ohne (Spindel) Schmiermittel gleich verlaufende Werte erzielt werden konnten.

Wenn man die bei den vorliegenden Schmelzen auftretenden Härtezahlen (Abb. 3) mit den zugehörigen Verschleisswerten vergleicht, so kann in keinem Falle ein Zusammenhang eindeutiger Art festgestellt werden. Diese auch bei Verschleissversuchen an Stählen schon häufiger gemachte Beobachtung scheint also auch für Gusseisen im gleichen Sinne zu gelten, ein genügender Grund, um darauf hinzuweisen, dass die heute noch in der Praxis mit Vorliebe speziell bei Zylindermaterial angewandte Härteprüfung als Vergleichsmassstab für die Verschleissfestigkeit mit einer gewissen Vorsicht angewandt werden muss.

UNTERSUCHUNGSBERICHT I

Die Abnutzungsversuche wurden auf den Längsseiten der Proben, die mit einer Schruppfeile quer zur Schleifrichtung aufgeraut wurden, vorgenommen unter folgenden Bedingungen:

Belastung: 3, 5, 10 kg

Umdrehungszahl der Schleifscheibe: $n = 25/\text{min}$.

Material der Schleifscheibe:

Stahlblech 1 mm. stark mit folgender Zusammensetzung:

C	Si	Mn	P	S
$\frac{0,23}{\text{---}}$	$\frac{0,18}{\text{---}}$	$\frac{0,34}{\text{---}}$	$\frac{0,015}{\text{---}}$	$\frac{0,032}{\text{---}}$

Versuchsdauer: 10 Minuten = 250 Gesamtumdrehungen.

Alle Versuche wurden *trocken* durchgeführt.

Vor jeder Versuchsreihe, die jedesmal aus sechs Einschleifen für jede Belastung bei jeder Probe bestand, wurde die Schleifscheibe abgedreht und durch einen Schleifversuch an einer weichen Stahlprobe aufgeraut. Infolge der Einwirkung des von dieser Stahlprobe herrührenden Schleifstaubes wurden bei den nun folgenden ein bis zwei Versuchen auf der Gusseisenprobe längere Einschleife erhalten, die für den Vergleich nicht berücksichtigt wurden.

Als Vergleichsmassstab dienen die erhaltenen Einschleifsehnenlängen. Diese können mit genügender Genauigkeit direkt miteinander verglichen werden, da während der ganzen Versuche die Stahlblechschleifscheibe nur von 328,62 mm. auf 325,48 mm. also um rund 3 mm abgenommen hat.

Die Ergebnisse der Abnutzungsversuche sind in den Zahlentafeln 2 und 2a zusammengestellt. Zu Zahlentafel 2, in der die Abnutzungswerte der Gusseisenproben zusammengestellt sind, ist zu bemerken, dass der Anpressdruck von 3 kg noch zu gering war, um einen nennenswerten Einschleif zu erhalten; die Schleifflächen blieben noch blank. Dagegen wurden bei 5 kg Anpressdruck schon genügend grosse Einschleife erzielt. Der Anpressdruck von 10 kg war für einen Teil der Proben zu gross, da bereits zu tiefe und lange Einschleife erzielt wurden.

Für die Bewertung des Verhaltens der Proben gegen Abnutzung kommen allein die Versuche mit 5 und 10 kg Anpressdruck in Frage. Am widerstandsfähigsten gegen Abnutzung sind die Proben 7 und 7a, dann folgen in einem Abstand die Proben 6 und 6a. Am ungünstigsten verhielt sich das Material 1.

Die Gegenwirkung der Gusseisenproben auf die Schleifscheibe ist etwas geringer als bei Versuchen mit Stahlproben, die Durchschnittswerte sind in Zahlentafel 2a zusammengestellt.

UNTERSUCHUNGSBERICHT II

Für die Versuche galten folgende Bedingungen:

Anpressdruck: 4, 5, 10 kg.

Umdrehungszahl der Schleifscheibe: $n = 25/\text{min}$.

Versuchsdauer: 10 Minuten = 250 Gesamtumdrehungen.

Alle Versuche wurden trocken durchgeführt.

Vor jeder Versuchsreihe von je 6 Einschleifen für jede Belastung und Probe wurde die Stahlblech-Schleifscheibe abgedreht und durch einen Schleifversuch an einer weichen Stahlprobe aufgeraut. Für die Auswertung wurden die beiden ersten Einschleife nicht berücksichtigt.

Als Vergleichsmassstab dienen die Sehnenlängen, die mit genügender Genauigkeit direkt miteinander verglichen werden können, da sich der Schleifscheibendurchmesser für die Versuchsreihen bei 3 kg. Anpressdruck von 311,76 bis 303,08 mm, bei 5 kg Anpressdruck von 302,76 bis 293,70 mm und bei 10 kg Anpressdruck von 307,04 bis 301,64 mm verringerte.

Die Versuchsergebnisse sind in Zahlentafel 5 zusammengestellt. Die Versuche mit 3, 5 und 10 kg Belastung sind an einer Reihe der 9 Proben durchgeführt worden, an der weiteren Reihe sind Kontrollversuche bei 3 kg Belastung vorgenommen worden.

Die Gegenwirkung der Gusseisenproben auf die Stahlblechschleifscheibe war ebenfalls wesentlich geringer als bei Versuchen mit Stahlproben.

Ein Teil der Proben zeigt Streuungen.

ZAHLENTAFEL I

Material no.	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Graphit %
Phosphorarmer perlitischer Zylinderguss aus dem Betrieb						
1	3,12	0,92	2,00	0,068	0,090	2,42
2	3,17	0,74	1,08	0,30	0,023	2,35
3	3,12	0,77	1,23	0,35	0,028	2,47
4	3,17	0,75	1,10	0,51	0,027	2,31
5	3,10	0,68	1,01	0,55	0,028	2,47
Phosphorreicher Zylinderguss aus dem Betrieb						
6 (6a)	3,20	0,61	2,04	0,58	0,124	2,70
7 (7a)	3,15	0,86	1,08	0,70	0,021	2,35

ZAHLENTAFEL 2. Abnutzungsversuche von Gusseisenproben auf der Maschine von „Spindel“

Einschliff no.	Einschliffsehnenlängen des Materials in mm.								
	1	2	3	4	5	6	6a	7	7a
a. Belastung = 3 kg.									
1	31,0	21,0	23,0	20,5	13,0	17,0	20,0	15,5	14,0
2	17,0	11,0	14,0	9,5	11,0	10,0	13,0	12,0	11,5
3	14,0	9,0	11,5	8,0	7,0	10,0	18,0	13,0	12,0
4	13,5	8,0	11,0	7,5	7,0	7,0	13,0	11,5	11,5
5	12,0	8,0	10,0	7,0	7,0	6,5	12,0	12,0	11,5
6	12,0	12,0	9,0	—	7,0	6,5	11,0	11,0	—
Mittel 3-6	12,9	9,2	10,4	7,5	7,0	7,5	12,0	11,9	11,7
b. Belastung = 5 kg.									
1	60,0	47,0	41,0	37,0	32,0	30,0	28,5	21,0	22,0
2	55,0	38,5	39,0	31,0	27,0	22,5	22,0	18,0	18,5
3	47,5	42,5	42,5	27,0	26,0	21,5	20,0	18,5	17,5
4	53,0	41,0	41,5	24,0	27,0	23,0	20,0	16,5	16,5
5	58,0	41,0	34,0	24,0	26,5	19,5	20,0	15,5	—
6	59,0	42,0	32,5	24,0	25,0	20,0	19,0	15,0	18,0
Mittel 3-6	54,5	41,8	37,8	25,0	26,1	21,0	19,7	16,3	17,3
c. Belastung 10 kg.									
1	—	—	—	79,0	—	63,0	66,0	28,0	31,5
2	—	—	—	90,0	—	60,0	65,0	27,5	28,0
3	—	—	—	89,0	—	59,5	65,5	28,5	30,0
4	—	—	—	100,0	—	60,0	65,0	27,5	26,0
5	—	—	—	—	—	59,0	63,0	22,5	26,0
6	—	—	—	—	—	59,0	66,0	22,5	19,0
Mittel 3-6	—	—	—	—	—	59,4	64,9	25,2	27,3

ZAHLENTAFEL 2a. Abnutzungsversuche von Gusseisenproben auf der Maschine von „Spindel“.

	Abnahme des Durchmessers der Schleifscheiben in mm.								
	1	2	3	4	5	6	6a	7	7a
a. Belastung = 3 kg.									
Durchschnitt . . .	0,005	0,005	0,005	0,005	0,005	0,01	0,015	0,02	0,025
b. Belastung = 5 kg.									
Durchschnitt . . .	0,07	0,095	0,13	0,055	0,06	0,04	0,03	0,03	0,03
c. Belastung = 10 kg.									
Durchschnitt . . .	—	—	—	—	—	0,33	0,315	0,08	0,08

ZAHLENTAFEL 3. Verschleissversuche durchgeführt bei einem Anpressdruck von 50 kg und Zylinderöl als Schmiermittel auf der Amsler-Maschine während 60 Stunden

Material no.	Versuchsrolle		Gegenscheibe	
	Härte B. E.	Verschleiss nach 60 st. in g.	Härte B. E.	Verschleiss nach 60 st. in g.
1	199	0,0172	192	0,0120
2	184	0,0117	194	0,0182
3	187	0,0041	197	0,0084
4	167	0,0100	191	0,0107
5	185	0,0032	196	0,0043
6	210	0,0070	199	0,0060
7	200	0,0090	184	0,0118
7a	201	0,0041	186	0,0105

ZAHLENTAFEL 4

Versuchsreihe	Schmelze no.	Erhitzt auf ° C.	Vergossen bei ° C.	Chemische Analyse (in %)						
				P	ges. C.	geb. C.	Grafit	Si	Mn	S
I	1	1410	1350	0,24	3,00	0,92	2,08	1,25	0,98	0,061
	2	1510	1350	0,25	3,06	1,00	2,06	1,23	0,90	0,062
	3	1580	1350	0,24	3,16	1,13	2,03	1,28	0,97	0,052
II	4	1410	1350	0,47	2,93	0,95	1,98	1,25	1,02	0,046
	5	1490	1350	0,52	2,94	0,94	2,00	1,23	1,15	0,039
	6	1590	1350	0,49	2,97	1,09	1,88	1,27	1,00	0,050
III	7	1415	1350	0,77	3,13	0,73	2,40	1,21	0,92	0,044
	8	1500	1350	0,75	2,92	0,68	2,24	1,27	0,91	0,049
	9	1580	1350	0,77	3,16	0,74	2,42	1,16	0,89	0,044

ZAHLENTAFEL 5. Verschleissprüfung nach Spindel

Einschliff Nr.	Versuchsreihe I.			Versuchsreihe II.				Versuchsreihe III.				
	Schmelzen:											
	1	2a	2b	3	4	5	6	7	8a	8b	9a	9b
<i>a.</i> Belastung = 3 kg.												
1	22,0	24,0	30,0	23,5	22,0	18,0	23,0	18,0	17,0	18,0	23,0	23,5
2	19,0	22,0	22,0	21,0	18,0	16,0	17,0	15,0	15,0	19,0	17,0	17,0
3	19,0	21,5	21,0	20,0	15,0	17,0	14,0	14,0	12,0	16,0	15,0	14,5
4	19,0	21,0	21,0	20,5	15,0	18,0	16,5	14,0	13,0	16,0	15,0	11,0
5	17,0	21,0	19,5	20,5	13,0	19,0	15,0	14,0	12,5	12,0	15,0	10,5
6	17,0	21,0	20,0	20,0	14,0	16,5	15,0	11,5 ¹⁾	8,0 ¹⁾	10,0 ¹⁾	14,0	10,0
Mittel 3-6	18,0	21,1	20,4	20,2	14,2	17,6	15,1	14,0	12,5	14,7	14,0	11,5
<i>b.</i> Belastung = 5 kg.												
1	44,5	48,0	45,5	26,0	31,0	26,0	19,5	19,0	27,0			
2	28,0	35,0	35,0	21,0	26,0	22,0	16,0	16,0	22,0			
3	27,5	29,0	29,0	20,0	28,0	22,0	12,5	14,0	20,0			
4	26,0	28,0	29,0	21,0	26,0	21,5	11,5	12,0	19,5			
5	26,0	28,0	29,0	20,5	24,5	21,0	11,0	12,0	20,0			
6	25,5	34,0	30,0	20,0	24,0	16,0 ¹⁾	11,0	13,5	20,0			
Mittel 3-6	26,2	29,7	29,2	20,4	25,6	21,5	11,5	12,9	19,9			
<i>c.</i> Belastung = 10 kg.												
1	—	—	—	—	32,5	—	35,0	36,0	25,0	—	—	—
2	—	—	—	—	33,0	—	29,5	18,0	18,5	—	—	—
3	—	—	—	—	29,5	—	32,0	20,0	19,0	—	—	—
4	—	—	—	—	28,5	—	31,0	20,0	17,0	—	—	—
5	—	—	—	—	28,0	—	32,0	21,0	20,5	—	—	—
6	—	—	—	—	25,0	—	31,5	17,0	19,0	—	—	—
Mittel 3-6	—	—	—	—	27,7	—	31,6	19,5	18,9	—	—	—

¹⁾ Diese streuenden Werte wurden bei der Mittelbildung *nicht* berücksichtigt.

ZAHLENTAFEL 6. Verschleissprüfung nach Amsler, zylinderöl, Anpressdruck 50 kg, Versuchsdauer 60 Std.)

Versuchsreihe	Schmelze no.	Versuchsrolle		Gegenscheibe	
		Härte in B. E.	Ges. Verschleiss in g.	Härte in B. E.	Ges. Verschleiss in g.
I	1	216	0,0071	203	0,0045
	2	227	0,0105	203	0,0050
	3	199	0,0081	203	0,0128
II	4	249	0,0070	203	0,0037
	5	242	0,0079	203	0,0020
	6	227	0,0060	203	0,0034
III	7	212	0,0051	203	0,0028
	8	199	0,0020	203	0,0060
	9	218	0,0052	203	0,0027

DISKUSSION

OBERBAURAT ING. SPINDEL Innsbruck

Der höhere Gehalt an P hat sich auch bei Schienenstählen als sehr verschleiss-hemmend erwiesen.

Schienen mit bloss 45 bis 55 kg/mm² Zerreiissfestigkeit haben sowohl bei jahrzehntelangem Beahren im Befahren, als auch bei der Prüfung auf der Spindelmaschine höheren Verschleisswiderstand ergeben, als Schienen mit 70 bis 85 kg/mm², was auf den besonders hohen P Gehalt der erstgenannten, im Bessemerverfahren hergestellten, Schienen zurückzuführen ist. Sowohl im Betriebe, als auch auf der Spindelmaschine wurde festgestellt, dass die Stähle mit höherem Gehalt an P sich beim Gleiten von Metall auf Metall intensiv verfestigen, wodurch sie eben so verschleissfest sind.¹⁾ Bei Stählen für Schienen und Radreifen soll die Verschleissfestigkeit jedoch nicht durch hohen P Gehalt erreicht werden, weil der höhere P Gehalt beim Stahl Brüchigkeit erzeugt. Beim Gusseisen spielt jedoch der P Gehalt bezüglich der Brüchigkeit eine weniger wichtige Rolle, als beim Stahl.

DR. ING. KÜHNEL, Berlin-Friedenau

Es ist bei uns in der Versuchsanstalt des Eisenbahnzentralamtes in Berlin ziemlich viel an der Abnutzungsprüfung des Gusseisens gearbeitet worden. Eine dieser Arbeiten, eine Dissertation von Lehmann ist in der Giessereizeitung vorigen Jah-

¹⁾ Vergl. Vortrag Spindel A_g. Prüfung der Abnutzung.

res erschienen. Hier ist auch der besondere Einfluss des Phosphidentektikums, auch bei weicherem Eisen, hervorgehoben. Auch in der Giessereizeitung dieses Jahres wird in einem der späteren Hefte ein Aufsatz darüber erscheinen. Da der Herr Vorredner nur Versuche mit perlitischem Gusseisen gemacht hat, so ist der Schluss, dass Beziehungen zwischen Gusseisenhärte und Abnutzung nicht bestehen, nicht berechtigt. Wenn man im Grossesten Versuchsreihen, vor allem mit weichem ferritischem Gusseisen macht, wie wir es getan haben, so findet man, dass Eisen mit viel Ferrit immer wenig verschleissfest ist. Den Ferritgehalt kann man aber, auch wenn Einrichtungen zur Härteprüfung nicht vorhanden sind, durch sinkende Härte gut nachweisen. Daher rührt die Neigung der Gusseisenverbraucher, die Härteprüfung bei Bestellung abnutzungsfesten Gusseisensorten zu benutzen.

THE TRANSVERSE TESTING OF CAST IRON

by

A. L. NORBURY, D. SC.

(The British Cast Iron Research Association, Birmingham.)

The transverse test, which consists in supporting a test bar between two centres a certain distance apart, and loading it at the centre until fracture takes place, is of very great importance in the foundry world, since it is used far more widely than any other mechanical test for cast iron. One reason for its extensive use, in favour of the tensile test is, that the bars are tested "as cast", without any machining. This means a considerable saving in the cost of testing, which assumes more importance in the case of a cheap material like cast iron. Apart from this, however, the test gives a good imitation of the way many castings are stressed, and sometimes fail, in actual service. The amount of deflection undergone, prior to fracture, also gives useful indications as to other properties, possessed by the iron.

DIFFERENT SIZES OF TEST BAR USED

One of the chief difficulties to be overcome at the present time, is connected with the various dimensions of the test bars at present in use. Cast iron is a material, whose mechanical properties may be greatly influenced by physical factors, such as "rate of cooling", even when this is only the difference in the rate of cooling of a 1 inch diameter bar and a 2 inch diameter bar. It is unfortunate therefore, that a large number of different sized test bars have come into general use in different foundries and in different countries. Some of these bars are round, some square, and some oblong. The distance between the supports also varies from 12 inches, or less, up to 36 inches. The 1.2 inch diameter bar, tested on centres 18 inches apart, is however, now accepted by most countries as a standard bar. By using their own particular size of test bar individual foundries have accumulated masses of results, by the use of which they can control their output very effectively. Discrepancies and considerable confusion has however arisen, when attempts have been made to compare the results from one foundry, using one size of test bar, with those from another foundry, using another size of test bar.

The same difficulties tend to arise when a foundry changes the size of its test bar and adopts a new size to conform with standard recommendations. Consequently, foundries will hesitate to change over, unless the results they have obtained in the past can be satisfactorily transposed and interpreted in terms of the new standard bar. Standard sized bars will, consequently, be more universally adopted as the reasons for the above differences are more completely and more universally understood.

EXPRESSION OF RESULTS AS MODULI OF RUPTURE

In order to compare transverse tests on different sized bars, it is necessary to express the results as moduli of rupture. For oblong, square and round bars the moduli of rupture are given by the formulae:

$$\text{Modulus of rupture for square or oblong bars} = \frac{P \cdot l}{4} \cdot \frac{6}{b \cdot h^2}$$

$$\text{Modulus of rupture for round bars} = \frac{P \cdot l}{4} \cdot \frac{32}{\pi d^3}$$

(where P = breaking load, b = breadth, h = height, d = diameter, l = length between supports.)

ACCURACY OF MODULUS OF RUPTURE FORMULAE

The accuracy of these formulae, as a means of comparing round, square and oblong cast iron test bars, has been questioned, owing to non-agreement of results obtained on round, square and oblong bars of approximately the same cross section and made from the same metal. Such results would prove the formulae inaccurate, if it could be proved, that the bars tested were homogeneous from edge to centre. As this is rarely the case with cast iron, the inaccuracy of the formulae as a means of comparing round, square and oblong bars still remains to be proved although in nearly all cases square and oblong test bars give considerably lower modulus of rupture values than round bars of similar cross section. With regard to its accuracy for different lengths of span, it has been shewn, that an alteration of span from 12 inches to 24 inches with a 1.25 inch diameter bar only decreases the modulus of rupture by an amount almost within the limits of experimental error. If the span is very small, the effect is considerable. To obtain comparable results, the quantity "(distance between supports)² ÷ modulus of section" should be kept constant.

EFFECT OF CROSS SECTION OF BAR

When transverse results are expressed as moduli of rupture, the effect of cross section of bar on the rate of cooling, and consequently on the strength, is clearly

brought out. If an iron of suitable composition is poured to give a series of test bars of various diameters, increasing from fractions of an inch to several inches in diameter, the smallest bars will be white, the intermediate mottled, and the large bars grey. The modulus of rupture will be low for the brittle white bars, will increase through the mottled bars, reaching a maximum, and will then fall, as the bars become greyer and greyer.

The exact form of the curve and cross section of the bar giving the maximum strength value, will vary according to the composition of the iron, the nature of the mould, the pouring temperature, and so on.

HETEROGENEITY OF TEST BARS WITH RESPECT TO CHILL

Since the outsides of the test bars cool more rapidly than the insides, the variation in structure from the edge to the centre of a bar may be from white to mottled or grey, or from fine grey to coarse grey. Consequently the variation in the modulus of rupture of the material from edge to centre will be indicated by the appropriate portion of a curve, similar to that mentioned above. This variation makes most grey irons stronger on the outside than the inside, although, if the outside is white or mottled, the reverse may be the case. Square and oblong bars are specially liable to chill at the corners owing to the greater surface area; consequently the distribution and amount of chill, produced in such bars, is different from that produced in round bars of equal cross section.

HETEROGENEITY OF BARS WITH RESPECT TO GAS CAVITIES

An equally important consideration, is the amount, and manner of distribution, of the gas cavities in test bars. In the case of a vertically cast bar, some of the gases, liberated by the solidifying metal, are squeezed out between the dendrites towards the outside, and tend to form cavities just at and below the surface of the bar, where they can more easily overcome the pressure of the metal. Other gases will be trapped by the solidifying metal and will be driven towards the centre of the bar, where they will cause cavities and weakness. A weak outer skin is often found, and machining this off often raises the modulus of rupture by as much as 5 % or 10 %.

In the case of horizontally cast bars, the gases rising towards the upper surface cause more gas cavities there than on the under surface. Such bars are consequently stronger, if tested with the under surface in tension, than when the upper surface is in tension, since in the latter case the gas cavities greatly facilitate the formation of cracks, which open up in tension and eventually cause fracture. The distribution of gas cavities is different in round, square and oblong bars, owing to their different surface areas and different manners of solidifying.

METHOD OF MOULDING AND POURING THE TEST BAR

In connection with the moulding and pouring of test bars, many factors can in-

fluence the mechanical properties of the bar obtained. Some of these are: the temperature of the sand, if dry; alternatively the amount of moisture and volatile matter it contains, which may form gases, which may bubble through the iron; the pouring temperature; the heating up of part of the mould by metal continuously running over it — giving the bar the properties of a hot mould bar over this particular section; the cooling of the metal by flowing a considerable distance over cold sand before solidifying — giving the metal the properties of metal poured at a low temperature over this particular section, and so on.

THE PROBLEM OF MAKING TEST BARS REPRESENTATIVE OF CASTINGS

All the foregoing factors make the preparation of test bars for the transverse testing of cast iron a difficult problem, and it is consequently difficult to make a test bar, which will accurately represent the mechanical properties of the casting to which it applies. To keep the chill factor as constant as possible, the test bar may be made of similar cross section to that of the casting. The British Engineering Standards Association will shortly confirm the standardisation of three circular bars, small, medium, and large proposed by a committee of the Institute of British Foundrymen. The small (S) bar, 0.875 inches diameter, broken on a 15 inch span, will be used for castings, not exceeding $\frac{3}{4}$ inch thickness; the medium (M) bar, 1.2 inches diameter, broken on an 18 inch span, for castings between $\frac{3}{4}$ and 2 inches; the large (L) bar, 2.2 inches diameter, broken on an 18 inch span, for castings over 2 inches thickness. The bars are to be poured at the same time and into the same type of mould as the casting itself.

HITZEBESTAENDIGE LEGIERUNGEN

Vortrag gehalten auf dem Internationalen Kongress für Materialprüfungen in der Technik in Amsterdam im September 1927,

von

DR. W. ROHN,

i/Fa. Heraeus-Vacuumschmelze A. G. Hanau a/Main.

Als Prüfmethode für metallische Baustoffe wird am häufigsten der Zerreißversuch angewandt, der uns über Zerreißfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Kontraktion Aufschluss gibt. Daneben legt man besonderes Gewicht auf die Bestimmung der Kerbzähigkeit, da diese für die Bewährung des Baustoffes im Betrieb von ausschlaggebender Bedeutung ist.

Die gleiche Prüfmethode wird man zunächst auch für Baustoffe anwenden, die nicht bei Zimmertemperatur oder nur wenig erhöhter Temperatur angewandt werden sollen, sondern dazu bestimmt sind, dauernd bei hohen Temperaturen ihren Dienst zu tun. Namentlich für Baustoffe für Dampfturbinen ist der Zerreißversuch für Temperaturen bis etwa 600° mit ganz besonderer Sorgfalt durchzuführen, insbesondere ist der kurzzeitig innerhalb einer oder weniger Minuten durchgeführte Zerreißversuch durch Dauerzerreißversuche zu ergänzen, bei denen die Versuchsdauer auf 20 oder 30 Stunden oder noch darüber gesteigert wird, um auch die sogenannten Kriecherscheinungen mit voller Sicherheit zu erfassen. Namentlich die Anwendung höchster Drücke und hoher Dampfüberhitzungen im Betrieb von Dampfturbinen haben derartige Untersuchungen in den letzten Jahren zunehmend in den Vordergrund treten lassen. Da aber die vorstehenden Untersuchungsmethoden bereits bis zu grösster Feinheit durchgebildet sind, soll in den folgenden Ausführungen von ihnen nicht weiter die Rede sein. Diese sollen sich vielmehr erstrecken auf die Prüfung von Baustoffen, die bei 1000 Grad und darüber verwandt werden sollen. Bei diesen tritt neben den mechanischen Festigkeitswerten, die selbstverständlich auch mit grösster Sorgfalt untersucht werden müssen, das chemische Verhalten unter dem Einfluss der hohen Temperatur in den Vordergrund. Daneben ist zu beobachten, ob das Gefüge der Baustoffe bei dauernd einwirkender hoher Temperatur eine verschlechternde Umlagerung erfährt, die die Baustoffe im Laufe der Zeit brüchig werden lässt.

Die höchsten Anforderungen bezüglich Hitzebeständigkeit werden in der Technik gestellt an die Heizelemente der elektrischen Glüh- und Schmelzöfen. Hohe Hitzebeständigkeit wird ferner verlangt von den Auslassventilen der Verbrennungskraftmaschinen und den Schaufeln der Gasturbinen. Hitzebeständige Baustoffe sind ferner erwünscht für Glühkisten und Glühtöpfe, für Einsatz- und Härtekästen und ähnliche, sowie ähnlich beanspruchte Geräte. Eine wesentliche Rolle spielt die Hitzebeständigkeit schliesslich beispielsweise für die Roste, auf denen zu emaillierendes Geschirr in den Brennofen eingesetzt wird, sowie an einigen wesentlichen Teilen der Glasmaschinen und an sonstigen zur Verarbeitung von Glas bestimmten Gerätschaften.

Die Prüfungsmethoden zur Bestimmung der chemischen Widerstandsfähigkeit

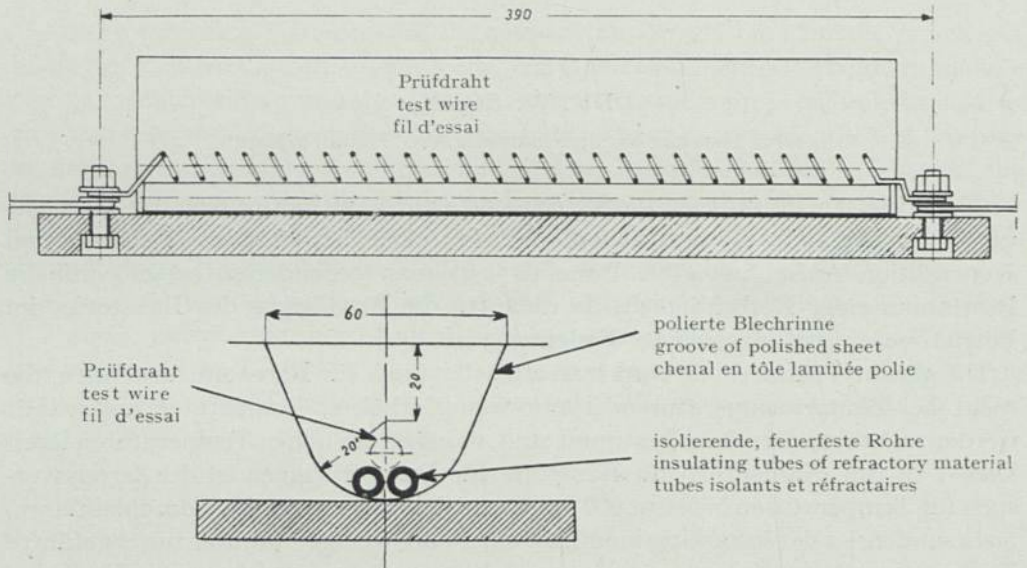


ABB. 1

eines Baustoffes gegen die dauernde Einwirkung hoher Temperatur befinden sich noch in der Entwicklung; die nachstehend beschriebene Methode will nichts als ein erster Versuch zur Lösung der Aufgabe sein; es ist zu hoffen, dass diese Methode bald durch bessere und exakter arbeitende Methoden ersetzt wird.

Der zerstörende Einfluss, den die dauernde Einwirkung von Temperaturen von 1000 Grad und darüber auf metallische Werkstoffe ausübt, beruht in erster Linie auf der oberflächlichen Oxydation unter dem Einfluss des Luftsauerstoffes. Um einen Anhalt über die Grösse und Schnelligkeit dieser Zerstörung zu gewinnen, hat man bisher Stücke des zu prüfenden Werkstoffes in Glühöfen für eine Reihe von Stunden der Einwirkung hoher Temperatur ausgesetzt und nachher untersucht, wieviel Oxyd während oder nach der Abkühlung teils spontan von der Oberfläche des betreffenden Probestückes abspringt, teils durch Erschütterungen oder Klopfen nachträglich zum Abspringen gebracht werden kann. Um diese zunächst mehr

qualitative Prüfungsmethode auch zu etwas exakteren vergleichenden Prüfungen verwenden zu können, wurde folgender Weg eingeschlagen:

Aus dem zu prüfenden Material wird durch Walzen oder Ziehen Draht hergestellt und dieser schraubenförmig aufgewickelt. Die Drahtspirale wird auf zwei isolierenden Stäben im Inneren einer polierten Blechrinne in freier Luft aufgestellt, wie dies im Bild 1 gezeigt ist. Die Spirale wird dann durch Durchleiten elektrischen Stromes auf die gewünschte Untersuchungstemperatur während einer bestimmten Zeit erhitzt. Am Schluss dieser Glühperiode wird die oben offene Blechrinne mit einem Blechdeckel geschlossen und der Strom ausgeschaltet. Die glühende Drahtspirale kühlt sich rasch auf Zimmertemperatur ab; während dieser Abkühlung wird ein Teil des gebildeten Oxydes spontan absprühen und sich in der Blechrinne sammeln. Dieses Oxyd wird gesammelt und gewogen; wir wollen diesen Anteil als „abgesprühtes“ Oxyd bezeichnen. Darauf wird die geglühte Spirale in eine längere polierte Blechrinne gebracht und dort unter den nötigen Vorsichtsmassregeln wieder zu einem gestreckten Draht ausgereckt. Bei der damit verbundenen mechanischen Verformung wird ein weiteres Quantum von Oxyd von der Oberfläche des Drahtes absplittern; auch dieses wird gesammelt und gewogen. Diese Oxydmenge wollen wir als „abgerecktes“ Oxyd bezeichnen. Darauf wird der ausgereckte gestreckte Draht erneut schraubenförmig aufgewunden und unter den gleichen Bedingungen wieder geglüht, wieder erkalten gelassen und erneut ausgereckt, wobei abermals „abgesprühtes“ und „abgerecktes“ Oxyd bestimmt werden. Dieses gleiche Verfahren wird so oft wiederholt, bis schliesslich beim Ausrecken der Spirale zum gestreckten Draht Bruch eintritt. Das Ausrecken ist jedesmal mit einer gewissen Verlängerung verbunden, sodass gute Materialien, die die erwähnte Prozedur als Drähte von 0,5 mm 15—50 mal vertragen, am Schluss bei Eintritt des Bruches mehr als das Doppelte ihrer ursprünglichen Länge besitzen können.

Diese, freilich etwas rohe, Prüfmethode gibt uns erstens Aufschluss darüber, wie gross die bei jedem einzelnen Gebrauch des betreffenden Baustoffes gebildete Oxydmenge, bezogen auf einen m^2 der Oberfläche, ist, wenn der betreffende Gegenstand ohne mechanische Beanspruchung benutzt wird. Durch eine einfache Rechnung lässt sich finden, wie häufig ein Gegenstand hoher Temperatur ausgesetzt werden und wieder abgekühlt werden darf, bis von seiner Oberfläche beispielsweise eine Schicht von 1 mm Stärke zerstört ist. Zweitens gibt uns die Methode Aufschluss darüber, wieviel grösser diese Zerstörung wird, wenn der betreffende Gegenstand zugleich starken mechanischen Beanspruchungen ausgesetzt wird. Schliesslich bekommen wir einen Anhalt darüber, wie lange es etwa dauert, bis durch die häufige Erhitzung und Wiederabkühlung die Struktur des betreffenden Baustoffes so weit gelitten hat, dass er brüchig wird.

Die Abb. 2 gibt die Resultate, die nach dieser Prüfmethode an Chromnickellegierungen verschiedener Zusammensetzung bei 1000° erhalten wurden, an Legierungen, wie sie in der Technik vorwiegend zur Herstellung der Heizelemente elektrischer Glühöfen, aber auch elektrischer Haushaltsapparate wie Tee-

kocher, Bügeleisen und dergl. verwandt werden, aus denen aber auch in wachsendem Umfang alle die anderen eingangs erwähnten hitzebeanspruchten Geräte hergestellt werden. Zum Vergleich sind Eisen bei 800 Grad sowie Chrom-Eisen und Reinnickel bei 1000 Grad mit eingezeichnet. Als Abszissen ist die Anzahl der durchgeführten Glühungen aufgetragen, als Ordinaten die abgesprühten, die abgereckten und als Summe beider die gesamten Oxydmengen, die pro m² Oberfläche (in g) abgegeben werden. Für die Ordinaten ist ein logarithmischer Massstab gewählt worden, um die ausserordentlich grossen Unterschiede zwischen den einzelnen Baustoffen besser zur Anschauung bringen zu können. Die Zusammen-

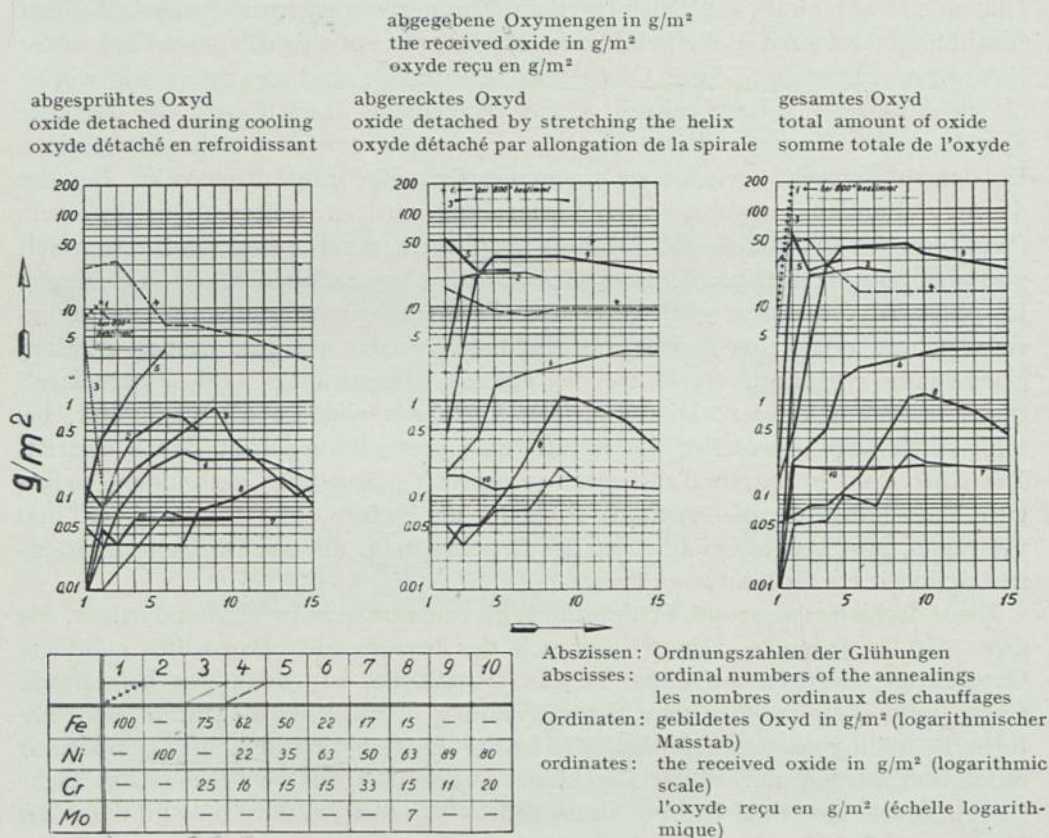


ABB. 2

setzung der einzelnen verglichenen Werkstoffe ist am Fusse der Abbildung angegeben. Man sieht, dass Eisen bei 800° pro Glühung 170 g/m² verliert und nach der zweiten Glühung bricht; nach 46 Glühungen würde 1 mm Schichtdicke verzündert sein. Legierung 10 verliert bei 1000° pro Glühung 0,17 g/m² und verträgt 10 Glühungen mit nachfolgendem Ausrecken; eine Schichtdicke von 1 mm würde, wenn keine erheblichen mechanischen Beanspruchungen auftreten, erst nach 48000 Glühungen verzündert sein.

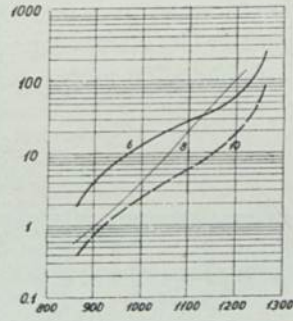
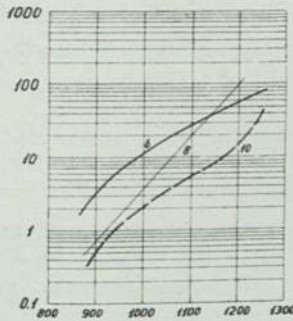
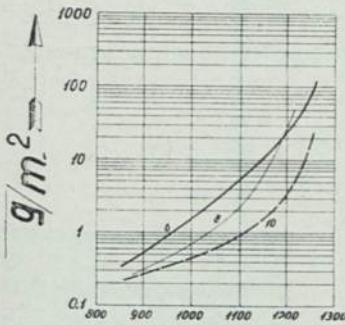
Im vorliegenden Falle hatte die Untersuchung bei einer Temperatur van 1000 Grad stattgefunden. Indem man die gleichen Untersuchungen bei verschiedenen Temperaturen anstellt, kann man ein Urteil gewinnen, in welcher Weise die durch Oxydation bewirkte Zerstörung eines Baustoffes mit der Temperatur zunimmt. In Abb. 3 sind die Resultate einer solchen Untersuchung an drei verschiedenen Baustoffen dargestellt. Hier geben die einzelnen Kurvenpunkte die Summe aus je 10 aufeinanderfolgenden Glühungen der vorhin beschriebenen Art. Als Abszissen sind die Untersuchungstemperaturen, als Ordinaten wieder in logarithmischem Massstab die insgesamt bei 10 Glühungen abgegebenen Oxydmengen aufgetragen. Man sieht insbesondere, dass die Legierung No 8 sich bei Temperaturen

Summe des in 10 Glühungen gebildeten Oxydes in g/m² in Abhängigkeit von der Temperatur
 Sum of the oxide received after 10 annealings in g/m² in dependence of the temperature
 Somme de l'oxyde reçu après 10 chauffages en g/m² en dépendance de la température

abgesprühtes Oxyd
 oxide detached during cooling
 oxyde détaché en refroidissant

abgerecktes Oxyd
 oxide detached by stretching the helix
 oxyde détaché par allongation de la spirale

gesamtes Oxyd
 total amount of oxide
 somme totale de l'oxyde



	6	8	10
Fe	22	15	—
Ni	63	63	80
Cr	15	15	20
Mo	—	7	—



ABB. 3

von 900—1000 Grad fast so gut verhält wie die Legierung No 10, während sie sich bei 1100 bis 1200 Grad sogar schlechter verhält als die Legierung No 6. Hieraus ist die besonders wichtige Schlussfolgerung zu ziehen, dass es durchaus falsch sein würde, etwa eine beschleunigte Kurzprüfung dadurch gewinnen zu wollen, dass man einen Baustoff bei einer um 100 oder 200 Grad höheren Temperatur prüft als seine normale Gebrauchstemperatur betragen soll. Ferner ersieht man aus der Abbildung, dass eine Steigerung der Gebrauchstemperatur um etwa 150 Grad jeweils den durch Oxydation bewirkten Verschleiss etwa verzehnfacht. Ein Gerät,

das bei 1000 Grad beispielsweise 5 Jahre Lebensdauer besitzen würde, wird somit bei 1150 Grad nur etwa $\frac{1}{2}$ Jahr verwendbar bleiben. Für die Heizelemente elektrischer Glühöfen folgt daraus, dass man ihre Lebensdauer sehr erheblich steigern

ABB. 4. (1—3) Einsatztopf aus hitzebeständiger Legierung No. 6.
Case hardening box made of the heat resisting alloy No. 6.
Caisse de cémentation fait de l'alliage résistant aux températures élevées No. 6.



neu
before use
avant l'usage

5 Monate benutzt
used during 5 months
en usage pendant 5 mois

1 Jahr lang benutzt
used during 1 year
en usage pendant 1 année

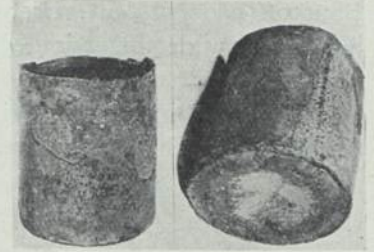
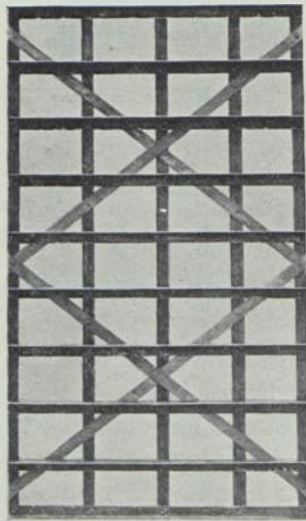


ABB. 5. (1—2) Einsatztopf aus Flusseisen
Case hardening box made of mild steel
Caisse de cémentation fait d'acier doux
zehnmal benutzt
ten times used
dix fois usée

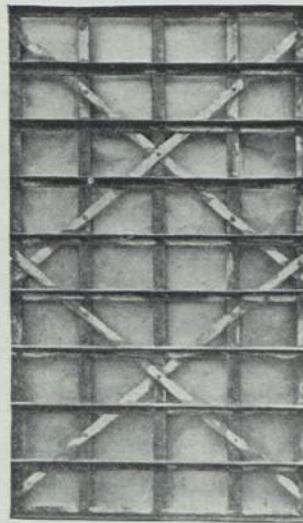
kann, wenn man ihre Oberfläche möglichst gross macht, sodass sie eine möglichst geringe Übertemperatur über die verlangte Glühgut-Temperatur annehmen müssen.

Schliesslich mögen noch ein paar Bilder von Geräten aus hitzebeständigen Le-

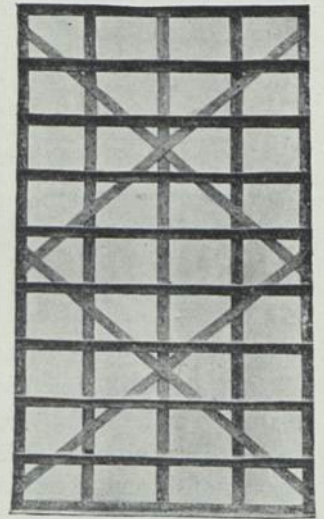
ABB. 6. (1—3) Emaillierrost aus hitzebeständiger Legierung No. 6.
Grate for enam ling furnaces made of the heat resisting alloy No. 6.
Grille pour des fours à émailler fait de l'alliage résistant aux températures élevées, No. 6.



neu
before use
avant l'usage



5 Monate benutzt
used during 5 months
en usage pendant 5 mois



1 Jahr lang benutzt
used during 1 year
en usage pendant une année

gierungen nach langer Gebrauchsdauer den technischen Wert solcher Geräte anschaulich machen. Bild 4 stellt einen Einsatztopf dar, in dem Strassenbahnzahnräder in Kohlepulver eingesetzt und zementiert wurden. 4,1 gibt den ungebrauchten Topf, 4, 2 den gleichen Topf nach 5-monatigem und 4,3 nach einjährigem Gebrauch wieder. Die Glühtemperatur betrug 970—980 Grad, gemessen im Mittelpunkt des Topfes. Die tägliche Glühdauer betrug 12—16 Stunden. Zum Ver-

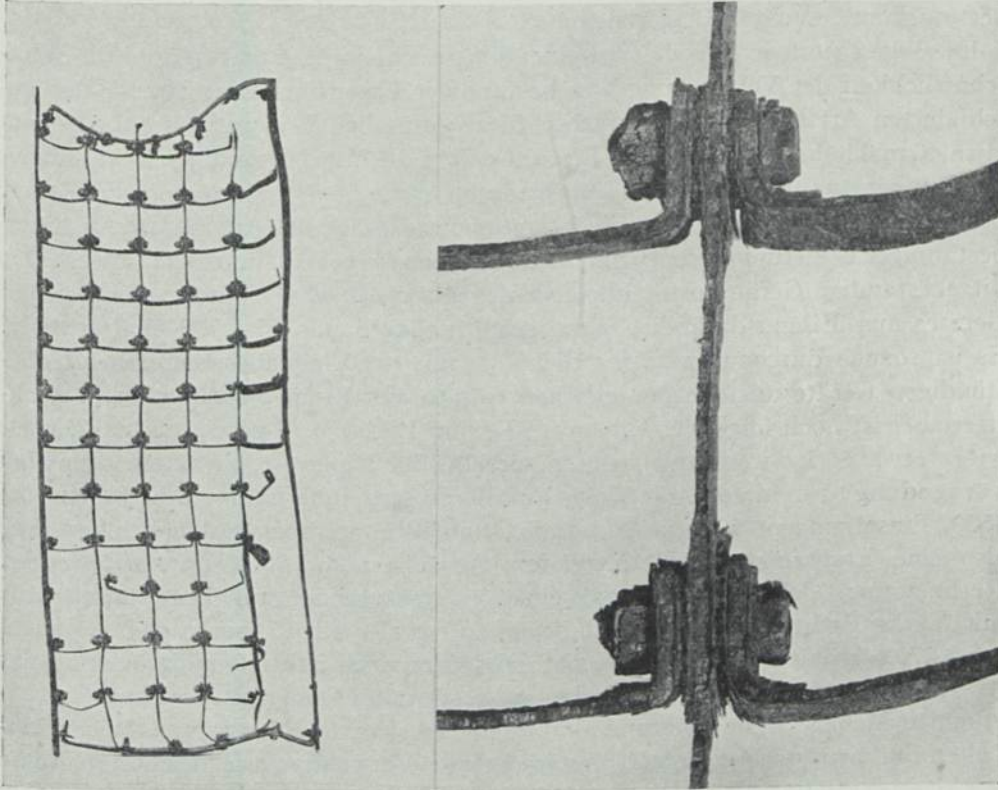


ABB. 7. (1—2) Flusseiserner Emaillierrost
Grate for enameling furnaces made of mild steel.
Grille pour des fours à émailler, fait d'acier doux.

5 Wochen benutzt — used during 5 weeks — en usage pendant 5 semaines

gleich zeigen Bild 5,1 und 5,2 einen eisernen Topf nach zehnmaliger Benutzung. Der hitzebeständige Topf ist sonach nach ca. 300 maliger Benutzung noch praktisch unverändert, ja nicht einmal verzogen, während der eiserne nach zehnmaliger Benutzung bereits vollkommen erledigt ist.

Ferner gibt Bild 6 einige Aufnahmen eines Emaillierrostes, auf den zu brennendes Emaillegeschirr aufgeschichtet und in den Ofen eingesetzt wird. Die Temperatur des betreffenden Emaillierofens war 1000—1050 Grad. Der Rost war täglich dreimal 8 Stunden in Betrieb und wurde während 24 Stunden je 150 mal in den Ofen eingesetzt, sodass er also im Verlauf eines Jahres nicht weniger als 45 000

mal auf 1000 Grad erhitzt und wieder abgekühlt wurde. 6,1 zeigt wieder den Rost in ungebrauchtem Zustand, 6,2 den gleichen Rost nach 5-monatiger und 6,3 nach einjähriger Benutzung. Zum Vergleich sind auch hier wieder in Bild 7,1 und 7,2 zwei Aufnahmen eines eisernen Rostes nach 5-wöchiger Benutzungsdauer wiedergegeben. Die Legierung, aus der die abgebildeten Geräte hergestellt waren, bestand aus 63 % Nickel, 22 % Eisen und 15 % Chrom; sie entspricht No. 6 der vorhergehenden Kurventafeln 2 und 3 und ist bei weitem noch nicht die beste der untersuchten Legierungen.

Es sei gestattet, in diesem Zusammenhang noch einige Angaben über die Wirtschaftlichkeit der Verwendung hitzebeständiger Legierungen für Zwecke der geschilderten Art zu machen. Derartige hitzebeständige Legierungen haben einen etwa 40 mal höheren kg-Preis als Eisen. Da aber die hitzebeständigen Legierungen bei Temperaturen von 1000—1100 Grad eine etwa 6—7 mal grössere Festigkeit besitzen als Eisen, kann man die betreffenden Geräte bei Ausführung in hitzebeständiger Legierung wesentlich leichter machen als bei Ausführung in Eisen. Das hitzebeständige Gerät kostet infolgedessen etwa das 12—15 fache des gleichen Gerätes aus Eisen, dafür ist aber seine Lebensdauer 80—200 mal grösser. Es ist sonach durchaus wirtschaftlich, die um ein Vielfaches teureren hitzebeständigen Geräte anstelle der gleichen Geräte aus Eisen zu verwenden. Wichtiger aber ist noch folgender Umstand: Der im Bild 6 u. 7 gezeigte Emaillierrost wiegt etwa 60 kg weniger als ein entsprechender Eisenrost. Es waren somit bei Verwendung des hitzebeständigen Emaillierrostes innerhalb eines Jahres bei 45000 Einsetzungen 45000×60 kg weniger auf Brenntemperatur zu erhitzen, was also eine Ersparnis an zu erhitzendem Gewicht von 2700 Tonnen bedeutet. Rechnet man, dass zur Erhitzung eines kg Rostgewicht auf Brenntemperatur nur 0,1 kg Brennstoff erforderlich seien, so hat der Rost innerhalb eines Jahres rund 270 t Kohle zu ersparen erlaubt. Diese Ersparnis ist 6—8 mal grösser als der Anschaffungspreis des Rostes. Da aber ein bestimmter Ofen nicht mehr als eine bestimmte Menge Brennstoff und damit eine bestimmte Menge von Wärmeinheiten durchzusetzen gestattet, so wird bei der Verwendung der leichteren Roste aus hitzebeständiger Legierung zugleich eine sehr beträchtliche Leistungssteigerung des betreffenden Ofens erzielt. Ähnliche Überlegungen gelten beispielsweise auch für die Glühkisten in Feinblechwalzwerken und ähnliche hitzebeanspruchte Geräte.

Diese letzten Betrachtungen über die Wirtschaftlichkeit der Verwendung hitzebeständiger Legierungen gehören zwar streng genommen nicht zu dem vorliegenden Thema. Da aber unser ganzes technisches Denken und Arbeiten von wirtschaftlichen Gesichtspunkten beherrscht wird, ist es vielleicht nicht überflüssig, sich auch in diesem Zusammenhange über die Frage der Wirtschaftlichkeit Rechenschaft zu geben. Wenn wir bedenken, wie ausserordentlich grosse Werte uns die Verwendung hitzebeständiger Legierungen zu ersparen erlaubt, so werden wir daraus einen Ansporn ableiten, der Prüfung und damit der Entwicklung hitzebeständiger Legierungen unsere ganz besondere Aufmerksamkeit zuzuwenden.

CONTRIBUTION À L'ÉTUDE DE LA VISCOSITÉ À CHAUD. APPLICATION À DIVERS MÉTAUX ET ALLIAGES

par

ANDRÉ MICHEL,

ancien élève de l'École polytechnique, Chef du Service des Recherches des Établissements Jacob Holtzer

JEAN COURNOT,

ancien élève de l'École Polytechnique, Chef du laboratoire de Métallurgie et travail des Métaux du Conservatoire National des Arts et Métiers

INTRODUCTION

Lorsque l'on soumet une éprouvette de traction d'acier, un fil par exemple, maintenue à une température constante au-dessus de la température ambiante, à l'action d'une charge statique déterminée suffisamment élevée, et si l'on étudie les divers phénomènes manifestés dans le temps par l'allongement de l'éprouvette ainsi placée sous charge constante, on constate plusieurs genres d'allongements:

1°. un allongement instantané élastique, c'est-à-dire disparaissant instantanément lorsqu'on supprime la charge;

2°. un allongement lent à vitesse décroissante: si on supprime la charge on constate que, en outre de la contraction élastique instantanée, il existe une contraction lente qui supprime par conséquent lentement une partie de l'allongement lent produit sous charge. Cet allongement lent à vitesse décroissante est donc composé de deux phénomènes différents:

a. un allongement élastique à *élasticité retardée*, ou à *réactivité* ou *subpermanent*.

b. un allongement permanent.

3°. si la charge est suffisante, l'allongement à vitesse décroissante est suivi d'un allongement à vitesse constante, cet allongement régulier correspond à une déformation dite *visqueuse*.

En réalité, comme l'ont montré successivement M. l'Abbé Carrière et Mr. Chévenard, la vitesse de déformation visqueuse est croissante et non constante.

4°. Enfin au bout d'un certain temps la vitesse d'allongement se met à croître

très rapidement jusqu'à la rupture de l'éprouvette, cette période correspond à la striction.

L'enregistrement de la courbe allongements-temps a l'allure indiquée sur la fig. 1; a b est l'allongement élastique, b c correspond à la période 2° . — c d à 3° . et d e à 4° . — f g h correspond au déchargement à partir de f: f g contraction élastique instantanée, — g h contraction à élasticité retardée; la distance verticale des deux horizontales a et h correspond à l'allongement permanent lorsque la décharge s'est faite en f.

L'étude de la façon de se comporter des métaux et alliages sous efforts mécaniques de traction aux diverses températures consiste donc à étudier, pour chaque

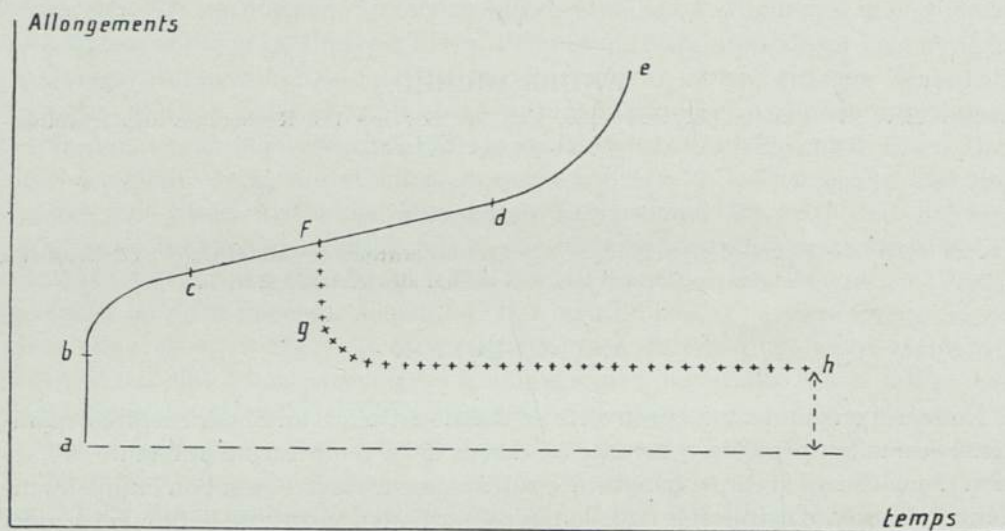


FIG. 1. Allure de la Courbe allongements-temps.

matériel, comment varient les valeurs de chacune de ces catégories d'allongement lorsqu'on fait varier la température.

D'autre part, pour un emploi pratique déterminé, à une température déterminée, il est évident qu'il est nécessaire que la pièce soumise à l'effet de la température et des efforts mécaniques résiste à ces efforts sinon indéfiniment au moins un temps très long. Mais dans cette obligation il faut encore distinguer deux cas.

1er cas — la pièce ne doit pas subir de déformation permanente;

2ème cas — la pièce peut subir une déformation permanente, si celle-ci n'augmente pas sans arrêt avec le temps jusqu'à la rupture.

Dans le premier cas, l'effort appliqué doit rester en-deçà de la *limite élastique* à la température de l'emploi. Dans le 2ème cas, il faut déterminer la limite au-dessous de laquelle la déformation permanente initiale s'arrête au bout d'un certain temps, au-dessus de laquelle au contraire l'allongement se poursuit indéfiniment; en d'autres termes d'après notre diagramme de la fig. 1, il faut déterminer l'effort à partir duquel la droite c d cesse d'être horizontale et s'incline, indiquant un écou-

lement continu du métal de l'éprouvette. C'est alors cette limite qu'il ne faudra pas dépasser dans la pratique; c'est la *limite de viscosité*.

Le problème étant ainsi posé, nous allons voir à quel point les divers travaux effectués sur ce sujet ont amené la question sur la voie de la solution.

Nous nous excusons si certains travaux nous ont échappé.

IÈRE PARTIE

Si nous considérons d'abord les caractéristiques élastiques, il faut étudier les variations de la limite élastique et du module d'élasticité en fonction de la température. Ces déterminations sont assez délicates; en particulier la limite élastique est pratiquement mal définie; la plupart des travaux traitant de la question ont considéré la limite de proportionnalité que l'on peut trouver approximativement sur un diagramme; mais comme il est probable que la loi de Hooke n'est qu'approchée, que par conséquent la limite de proportionnalité n'existe pas, la détermination pratique consiste à trouver la zone de confusion d'une courbe à très faible courbure avec sa tangente, se qui dépend éminemment du degré d'imperfection du diagramme et de la précision des procédés de mesure. Les diverses déterminations sont donc peu comparables.

La question se pose théoriquement de même pour le module d'élasticité, mais avec beaucoup moins d'acuité, car la mesure du coefficient angulaire de la tangente confondue avec la courbe est sujet à des causes d'erreurs beaucoup moins grossières.

Sutherland en 1891 ¹⁾ donna une formule de variation du module d'élasticité en fonction de la température. D'autres études parurent récemment, qui conclurent à d'autres formules ²⁾. Enfin la plupart des auteurs qui étudièrent la viscosité, firent des observations numériques sur la limite de proportionnalité et le module d'élasticité remarquant que tous deux diminuaient à mesure que la température augmentait.

P. Chévenard et A. Portevin, dans leur très intéressante communication au Congrès de Chimie Industrielle de 1925 ³⁾ étudièrent les variations du module élastique de torsion en fonction de la température pour un certain nombre de métaux purs et d'alliages.

Henry et François Le Chatelier, dans le travail dont nous parlons ci-dessous notent la variation du module de Coulomb en fonction de la température pour un acier extra-doux (à la ligne). Les phénomènes de réactivité élastique ont été signalés en 1887 par A. Martens ⁴⁾ et B. Kirsch ⁵⁾.

Bouasse a étudié en détail ce phénomène, qu'il a désigné sous le nom *d'élasticité*

¹⁾ Phil. Mag. 1891.

²⁾ W. Widder — Physikal Zeitschr. 1925, pp. 618—622. — Jos. P. Andrews — Phil. Mag. 1925 pp. 665—674. — id. — Proc. Phys. Soc. Londres 1925, pp. 169—176.

³⁾ Chimie et Industrie, no. spécial Sept. 1926, p. 434.

⁴⁾ A. Martens, Mitteilungen aus den Kgl. technischen Versuchsanstalten Berlin, 1887, cahier supplém. no. 1.

⁵⁾ B. Kirsch, id. 1887, p. 69, 1888, p. 37, 1889, p. 9.

subpermanente ou *réactivité*. Ces phénomènes sont très faibles sur les métaux à la température ordinaire; Bouasse dut, pour les étudier, opérer par torsion sur des fils très fins. Mais l'intensité de ces phénomènes augmente avec la température et peuvent arriver à égaler et même dépasser l'élasticité instantanée, ainsi que l'ont fait remarquer Henry et François Le Chatelier, dans une communication à l'Académie des Sciences le 18 Oct. 1920 ¹⁾; ils opérèrent par torsion sur des baguettes de verre à 540° et d'acier doux à 825°. Ils donnèrent les résultats suivants, en représentant par 100 la valeur de l'élasticité instantanée;

	Verre 540°	Acier extra-doux					
		670°		825°		935°	
Elasticité instantanée . . .	100	100	100	100	100	100	100
„ subpermanente . .	130	63	43	43	340	270	180
Déformation résiduelle . . .	1.300	64	43	70	250	480	310

Les auteurs font observer que dans les conditions de l'expérience les courbes enregistrées font penser que pour l'acier à 670° avec le temps toute déformation résiduelle s'annulerait; mais qu'il n'en est pas de même pour l'acier à 835° et pour le verre à 540°, la déformation élastique subpermanente se prolongeant par une déformation visqueuse à vitesse constante.

Jannin ²⁾ étudia les déformations se produisant avec le temps, à la température ordinaire, au-dessus de la limite de proportionnalité sur le laiton, des métaux légers forgeables et des aciers doux.

Enfin P. Chévenard et A. Portevin dans la communication dont nous avons parlé ci-dessus, étudient les variations du décrement d'oscillations de torsion en fonction de la température pour un certain nombre de métaux purs et d'alliages.

Les variations des caractéristiques intervenant dans les essais d'élasticité, modules d'élasticité et frottements internes ont été également étudiés par Kei Jokibé et Sukeaki Sokai ³⁾.

Dadourian étudia le coefficient de température du module d'élasticité longitudinale de l'acier ⁴⁾.

En ce qui concerne les déformations permanentes, il a déjà été remarqué par A. Martens ⁵⁾ que les résultats de l'essai de traction à température ordinaire sur le zinc dépendent essentiellement de la vitesse d'essai, la charge de rupture pouvant être doublée en augmentant suffisamment la vitesse d'essai; quelque chose d'analogue se passe avec l'étain. Le magnésium manifeste ce phénomène à froid avec beaucoup d'intensité.

¹⁾ Henry et François La Chatelier, C. R. 1920, II, p. 697.
Acier extra-doux. Verre 540° 670° 825° 935°.

²⁾ L. Jannin, Étude des phénomènes d'hystérésis élastique sur quelques alliages, Revue de Métallurgie Déc. 1926.

³⁾ Kei Jokibé et Sukeaki Sokai, Phil. Mag. 1921, 42, p. 397—418.

⁴⁾ Dadourian, Phil. Mag. 1921, 42, pp. 442—448.

⁵⁾ A. Martens, Traité des Essais des Matériaux, trad. Pierre Breuil, Gauthier-Villars, 1904, pp. 223—226.

André Le Chatelier ¹⁾ a montré le même phénomène sur le zinc, l'aluminium, le cuivre; il a également mis en évidence l'augmentation de la limite apparente d'élasticité du fer et de l'acier par augmentation de la vitesse d'essai; il a observé que ces phénomènes s'accroissent beaucoup lorsque la température augmente.

En 1913, le Dr. Rosenhain et Humfrey ²⁾ présentèrent à l'Iron and Steel Institute un long travail sur la rupture par traction de l'acier doux à diverses températures; ils opéraient dans le vide. Ils trouvèrent que la charge de rupture varie non seulement avec la température, mais avec la vitesse de l'essai, et tracèrent des courbes donnant la charge de rupture en fonction de la vitesse d'allongement; en prenant comme coordonnées les log. de ces caractéristiques, ils trouvèrent sensiblement des droites; la loi reliant la charge de rupture R et la vitesse V est alors $R = V^n$, n variant avec la température. Ils étudièrent aussi l'influence de la dimension du grain, et trouvèrent que la charge de rupture était d'autant plus grande que le grain était plus fin, cette influence étant d'autant plus forte que la température était plus élevée, et que la vitesse d'allongement était plus grande.

Les auteurs remarquèrent que ces résultats, ainsi que les examens microscopiques qu'ils firent des cassures, appuient l'hypothèse déjà avancée par le Dr. Rosenhain de l'existence entre les cristaux d'un ciment amorphe. D'après cette hypothèse, les propriétés des cristaux et celles des joints seraient très différentes et ne varieraient pas de même lorsque la température s'élève. La matière des joints se comporterait comme les corps amorphes, très durs, très difficiles à déformer à froid, et très fragiles, comme le verre ou la poix; sa viscosité diminue rapidement lorsque la température augmente. À froid les cristaux sont beaucoup moins résistants que le ciment amorphe, se déformant par glissements sur les plans de moindre résistance; mais avec l'augmentation de la température, entraînant une forte diminution de la viscosité du ciment, il arrive un moment où le ciment devient plus facile à déformer que le cristal et la déformation ne se fait plus à l'intérieur des cristaux mais aux joints. D'autre part le ciment intergranulaire, comme tous les corps amorphes, très fragiles sous un effort brusque, se déforme lentement lorsqu'on applique très lentement l'effort. Lorsque la dimension des cristaux diminue, la surface des joints augmente; donc le ciment amorphe joue un plus grand rôle. Aux températures élevées, supérieures à 600° des essais des auteurs, le ciment amorphe joue un rôle important; la loi parabolique reliant la charge de rupture à la vitesse d'allongement est précisément celle trouvée pour l'écoulement d'un liquide très visqueux.

Eugène Dupuy ³⁾ étudia, par traction ordinaire, les aciers au carbone jusqu'à 1,25 % de C, jusqu'à la fusion commençante; il étudia particulièrement les variations de la charge de rupture et de la striction, avec examen des cassures et de coupes micrographiques. L'acier, jusqu'à la température de mise en solution complète de tous les constituants, est hétérogène; les propriétés varieront donc avec la na-

¹⁾ Congrès des méthodes d'essais, 1900.

²⁾ Dr. Walter Rosenhain et J. C. W. Humfrey, „The tenacity deformation, and fracture of soft steel at high temperatures „J. of the Iron and Steel Inst. 1913, no. 1.

³⁾ Eugène Dupuy, Revue de Métallurgie, Juin 1921.

ture et la répartition des constituants, Dupuy trouve que, pour les aciers hypoeutectoïdes, en-dessous de AC_1 , seule la ferrite se déforme de façon sensible, par glissements; de sorte que les propriétés varieront avec la teneur en C, c'est-à-dire avec la proportion et la répartition des plages de perlite peu plastique; l'acier eutectoïde rompt presque sans déformation; de plus dans les aciers hypereutectoïdes, la cémentite proeutectoïde introduit une cause supplémentaire de fragilité. Au-dessus de AC_1 l'austénite, plus plastique que la ferrite, joue un rôle. Il semble qu'entre AC_2 et AC_3 , c'est surtout l'austénite qui se déforme, de sorte que dans les aciers extradoux où il y en a peu, la rupture se fait presque sans déformation, par décollement des grains, les joints plastiques d'austénite étant trop peu considérables pour amener une grande déformation avant rupture; c'est la zone de fragilité au forgeage de l'acier extra-doux. Enfin au-dessus de AC_3 , dans la région austénitique, l'austénite très plastique provoque de très grandes strictions, jusqu'à 100 %.

Pour les aciers hypereutectoïdes, on n'obtient la plasticité austénitique qu'à partir de AC_m . En-dessous le carbure en excès intervient toujours pour diminuer la plasticité.

En 1919, à la suite d'études minutieuses et menées très scientifiquement au moyen d'appareils très ingénieux, P. Chévenard ¹⁾ communiqua à l'Académie des Sciences des courbes d'allongements en fonction du temps pour des fils de divers alliages à diverses températures; il observa que les courbes présentaient l'allure que nous avons indiquée au début de cet article, et mesura les vitesses d'allongement correspondant aux parties rectilignes, ce qui lui permit de tracer des diagrammes vitesses d'écoulements — températures — charges. Ces études lui permirent d'étudier l'influence de la variation de la composition chimique ²⁾.

Ces études furent poussées, et dans la communication déjà citée de P. Chévenard et A. Portevin au Congrès de Chimie Industrielle de 1925, les auteurs décrivent les diverses méthodes expérimentales d'étude des déformations visqueuses en fonction de la température, ainsi que des appareils d'étude. Ils conclurent: „Il nous est apparu que *les déformations visqueuses varient suivant une loi exponentielle de la température et de la charge*; l'allure des courbes exponentielles permet, pour une sensibilité donnée, de situer une température et une charge au-dessous desquelles la part qui revient à la viscosité peut être considérée comme négligeable, alors qu'elle devient importante au-delà. Ce seraient les limites conventionnelles et pratiques d'apparition de la viscosité”.

P. Chévenard a tiré de ses études sur la viscosité des observations très intéressantes sur la disparition des tensions dans les alliages étudiés sous l'influence de la température, ce qui le conduisit à la détermination des températures et durées de recuit après forgeage.

En 1922, Dickenson communique au Meeting de Sept. 1922 de l'Iron and Steel Institute ³⁾ les résultats d'essais très longs sur les aciers à 0,3 et 0,45 % de carbone,

¹⁾ P. Chévenard, C. R. 1919, II, p. 712.

²⁾ P. Chévenard, C. R. 1922, II, p. 488.

³⁾ J. H. S. Dickenson, I. of the Iron and Steel Inst. 1922, II.

un acier nickel-chrome, un acier à 15 % de chrome, un acier rapide à 18 % de tungstène, et enfin un alliage à 70 % de nickel et 15 % de chrome moulé. Les essais se firent par traction à température et charge constantes, la charge étant toujours de 13,4 kgs/mm²; la durée de maintien de la charge fut poussée jusqu'à plus de 6.000 heures. L'auteur traça les courbes donnant la durée de vie des éprouvettes jusqu'à rupture en fonction de la température, et les courbes des log. des durées de vie en fonction des températures; ces dernières semblent être des droites, conformément à la loi de variation de la viscosité avec la température. Si on pouvait prolonger ces droites on en concluerait que tous les alliages étudiés, sous la charge de 13,4 kgs./mm², dans un temps plus ou moins considérable, casseraient à n'importe quelle température par un allongement continu. Mais il n'est pas sûr que cette extrapolation soit légitime, la viscosité n'étant pas aux basses températures le seul phénomène en jeu. On doit toutefois faire une remarque qui empêche de tirer des conclusions sûres en ce qui concerne l'écoulement des éprouvettes à température et charge constantes, c'est qu'aucune compensation n'était effectuée pour la diminution de section de l'éprouvette par l'allongement, de sorte qu'en réalité la charge unitaire augmente à mesure que l'éprouvette s'allonge.

Le Prof. S. C. Lea ¹⁾ étudia des aciers au C et des aciers au Cr-Ni jusqu'à 700°; il traça par points les courbes allongements-temps, en mesurant les allongements au moyen d'un extensomètre à miroirs; la charge appliquée était augmentée lorsque la courbe de la charge appliquée était devenue horizontale, indiquant un arrêt de la déformation.

Il essaya par le même procédé un acier doux à la température ordinaire, et constata qu'aucun écoulement continu ne se produisait tant qu'on n'avait pas atteint la charge de rupture de l'essai de traction ordinaire; la charge maintenue déterminant la rupture était même légèrement plus élevée que la charge de rupture normale.

Lynch, Mochel et Mc. Vetty ²⁾ procédèrent à des essais de charges maintenues sur un acier à 0,37 % de C à 400°, en traçant par points les courbes allongements-temps. Pour l'acier normalisé, il trouve que, la limite de proportionnalité étant de 10,5 kgs/mm² dans l'essai de traction normale, un essai à 17,5 donne un écoulement visqueux, alors qu'à 10 kgs/mm², à partir de la 250^e heure la courbe est horizontale (essai prolongé jusqu'à la 900^e heure). L'auteur en conclut que la limite de proportionnalité de l'essai de traction normale est, à 400° pour l'acier étudié, la limite de viscosité. L'acier trempé à 850° à l'eau et revenu à 600° avait une limite de proportionnalité de 17,5 kgs/mm²; l'essai à cette charge maintenue donna à partir de la 200^e heure une droite inclinée correspondant à un écoulement de 0,00016 % à l'heure. Toutefois est-il bien sûr que même après revenu à 600° un maintien de plusieurs centaines d'heures à 400° ne modifie pas la structure du métal, de façon à faire varier ses propriétés mécaniques, de sorte que le métal essayé en charge maintenue devienne différent de celui essayé en essai normal?

¹⁾ Prof. F. C. Lea, Proc. Inst. Mech. Eng. Décembre 1924, Engineering, 12 et 19 Décembre 1924.

²⁾ Lynch, Mochel et Mc Vetty, Proc. of the Am. Soc. for Testing Materials, vol. 25, 1925, IIe partie.

R. W. Bailey, dans une discussion de la communication de Lea ¹⁾ remarque que, dans l'essai de traction normale la rupture ne se produit qu'au-dessus de la limite élastique à cause de l'augmentation de résistance à la déformation produite par la déformation elle-même, la déformation plastique s'accompagnant d'une augmentation de résistance, on peut s'attendre à ce qu'une même déformation donnera le même accroissement de résistance, qu'elle soit produite en une fois ou par fractions successives; il n'est donc pas étonnant que Lea trouve qu'à la température ordinaire la limite au-dessous de laquelle il n'y a pas d'écoulement continu est la charge de rupture normale. Mais si l'on se trouve dans des conditions de températures qui éliminent l'écrouissage, il n'en va plus du tout de même; tout écrouissage produit s'éliminant au fur et à mesure de sa production, la déformation n'a plus de raison de s'arrêter; la limite au-dessous de laquelle il n'y aura pas de déformation continue sera donc la limite élastique elle-même. M. Bailey pense que dans l'acier mi-dur au carbone la limite de viscosité passe, vers 400°, de la charge de rupture normale à la limite élastique.

Lynch, Mochel et Mc. Vetty étudient aussi un bronze au manganèse. Enfin ils étudient expérimentalement la relation entre le log. de la vie de l'éprouvette et la charge appliquée pour le bronze manganésé à 400° et trouvent une formule linéaire

$$P = a - b \log T$$

Mais ils pensent que l'extrapolation de la droite vers les charges faibles n'est pas légitime car il existe une charge au-dessous de laquelle la vie de l'éprouvette est infinie.

Les auteurs étudiant l'influence d'une déformation visqueuse à haute température sur les propriétés de traction normale à froid, trouvent qu'un allongement continu pendant 220 heures environ à 17,5 kgs/mm² à 400° de l'acier à 0,37 % de carbone normalisé, ce qui donna un allongement de 0,42 %, augmenta un peu la charge de rupture (2 % environ), la limite apparente d'élasticité et la limite de proportionnalité (6 % environ) avec diminution de la ductilité; le module d'élasticité ne fut pas sensiblement modifié.

Mac Lean Jasper étudia également ²⁾ un acier dur au carbone, en augmentant par paliers les charges chaque fois que les allongements s'arrêtaient; la durée de l'essai fut au plus de 72 heures; il trouve que la courbe des limites de viscosité se sépare de la courbe des charges de rupture vers 200°, il ne la fait jamais coïncider avec celle des limites de proportionnalité.

John Brown ³⁾ étudia en charges maintenues un bronze à haute résistance, un bronze phosphoreux, le métal Monel, l'aluminium, un métal au cuivre-zinc-étain dit métal à canon de l'Amirauté; il ne fit aucune mesure d'allongement.

Tapsell et Bradley ⁴⁾ étudièrent un alliage à 19 % de chrome et 79,5 % de nickel, en considérant les essais de traction ordinaire et à charges maintenues, les essais de

¹⁾ R. W. Bailey, Engineering 24 avril 1925, p. 518.

²⁾ Mac Lean Jasper, Proc. Am. Soc. for Testing Mat. vol. 25, 1925, IIe P.

³⁾ John Brown, Inst. of Metals 1925, no. 2.

⁴⁾ Tapsell et Bradley, Engineering 13 et 20 Nov. 11 Déc. 1925.

torsion, de résilience, de dureté par choc, de fatigue, entre 500° et 800°. Ils firent de même ¹⁾ avec un cupronickel à 30 % de cuivre et 70 % de nickel.

French et Tucker ²⁾, opérant sur un acier à 0,24 % de carbone aux températures de 295°, 430° et 595° trouvent qu'en-dessous de 400° la limite de viscosité est au-dessus de la limite de proportionnalité (non confondue avec la charge de rupture de l'essai ordinaire), l'écart entre les deux diminuant à mesure que la température s'élève; puis vers 400° elles viennent se confondre: en-dessous de 400° l'écart entre les deux limites détermine la capacité d'écoulement de l'acier à la température considérée; à partir de 400° il n'y a plus d'écoulement.

La relation entre la vie de l'éprouvette et la vitesse d'écoulement serait $D = \frac{c}{V^n}$

Bayley ³⁾ traça les courbes efforts-log. vitesses d'écoulement pour les essais de French et Tucker et ceux de Lea; il trouve que les limites de viscosité déduites par ces auteurs de leurs essais ne peuvent pas correspondre à des vitesses d'écoulement nulles; il remarque de plus que, dans chaque série de travaux, les limites indiquées doivent correspondre à peu près à la même vitesse d'écoulement, d'où il en conclut que les erreurs faites sur les déterminations proviennent de l'imprécision des procédés de mesure employés.

Le même auteur, dans une communication personnelle ⁴⁾, étudie l'adoucissement de divers métaux écrouis, en comparant les expériences de divers expérimentateurs. Il trouve que les courbes donnant les log. des durées d'adoucissement en fonction des températures pour divers degrés d'adoucissement en partant du même écrouissage sont sensiblement parallèles, ce qui indique que le rapport des temps nécessaires pour obtenir deux adoucissements différents quelconques est indépendant de la température. D'autre part sur un certain intervalle de températures on obtient des droites, d'où la loi

$$T = T_0 e^{-b\theta}$$

T et T₀ étant les durées d'un même adoucissement à θ° et à 0° , lorsque les conditions initiales d'écrouissage varient, T₀ varie, mais b reste constant. A températures plus élevées, la période de chauffage a le temps de commencer le travail d'adoucissement, ce qui fausse la loi générale, et les droites se transforment en courbe. M. Bayley explique alors comme suit les diverses périodes d'allongement d'une éprouvette de traction sous effort maintenu: pendant la première période de déformations permanentes la charge et l'écrouissage des divers cristaux sont très irréguliers; ils sont très intenses dans certains grains, d'où résulte dans ces grains, comme on le sait, une plus grande vitesse de l'adoucissement dû à la température; le mouvement initial est donc plus grand qu'il ne le serait s'il y avait eu une distribution uniforme des efforts, à la fois à cause de la déformation plastique se produisant à la façon habituelle et à cause de l'écoulement dû à l'annulation progressive de l'écrouissage par l'effet thermique; lorsqu'il y a égalité entre la production

¹⁾ Tapsell et Bradley, Inst. of Metals, 1926, no. 1.

²⁾ French et Tucker, Tech. Paper of the Bureau of Standard, no. 296, 1925.

³⁾ Disc. de l'article de Tapsell et Bradley, Inst. of Metals 1926, no. 1, p. 100.

⁴⁾ R. W. Bayley, Inst. of Metals, 1926, no. 1.

et la disparition de l'érouissage, le stade d'écoulement à vitesse constante commence, cette vitesse d'écoulement est déterminée par la vitesse d'élimination de l'érouissage par l'effet thermique. Cette vitesse d'élimination de l'érouissage joue également son rôle dans le 3e stade, celui de la striction; il intervient donc dans toute la vie de l'éprouvette; on peut donc s'attendre à ce que la relation reliant la vie de l'éprouvette à la température soit la même que celle de l'adoucissement du métal éroui, soit $L_0 = L \delta e^{-b \theta}$ car les variations des propriétés physiques avec la température sont négligeables à côté du facteur étudié. L'auteur justifie ces déductions par la comparaison des valeurs de b tirées des essais de Dickenson avec les valeurs de la même constante de ses observations d'adoucissement.

L'auteur en déduit qu'au-dessus de la température où disparaît l'érouissage, toute déformation plastique doit se continuer par un écoulement visqueux; la limite de viscosité n'est donc dans cette zone que la limite élastique, tout en reconnaissant que cette déduction n'est pas sûrement établie.

D. Hanson ¹⁾, voulant vérifier ces conclusions de Bayley, opéra sur de l'aluminium à 250°, sur éprouvettes recuites et non recuites. La température de 250° provoque normalement un adoucissement considérable dans l'aluminium éroui en un temps beaucoup plus faible que la durée de l'essai de traction en charge maintenue dont nous parlons. Malgré cela les essais de dureté sur les parties déformées des éprouvettes rompues montrèrent un érouissage aussi considérable sur celles qui cassèrent après 84 jours en charges statiques que sur celles cassées à l'essai de traction normale en 6 minutes, bien que la déformation mesurée par l'allongement fût beaucoup plus faible dans le premier cas que dans le second. Les phénomènes ne seraient donc pas tels que les suppose Bayley. Il semblerait que la température produit une amplification des effets des faibles déformations.

Douglas J. Ingall ²⁾ opéra sur fils de quelques métaux et solutions solides, en opérant à charge constante et accroissement de température à vitesse déterminée jusqu'à la rupture.

L'un de nous et Sasagawa ³⁾ employèrent un appareil de traction par poids, en utilisant le principe d'Archimède pour compenser la diminution de section de l'éprouvette de façon à maintenir la charge unitaire constante. Ils étudièrent ainsi, par enregistrement graphique des courbes allongements-temps, les vitesses d'écoulement à diverses charges et températures d'un acier doux, d'un acier mi-doux, d'un acier rapide, d'un acier au Cr-Si et d'un alliage Ni-Cr.

L'un de nous ⁴⁾ a poursuivi en collaboration avec Pagès ces études avec le même appareil en opérant sur le cuivre, plusieurs laitons et un cuivre-aluminium; on trouve pour la relation entre les temps de rupture et les charges une allure analogue à celle trouvée par French et Tucker.

Dans une thèse soutenue en Sorbonne au début de 1927, P. Henry étudie les phénomènes de torsion à diverses températures. Il a opéré sur deux aciers très purs

¹⁾ D. Hanson *Metallurgist* 29 avril 1927 p. 54.

²⁾ Douglas J. Ingall, *Inst. of Metals* 1925, 2e.

³⁾ J. Cournot et K. Sasagawa, *Revue de Mét.* Déc. 1925.

⁴⁾ J. Cournot, *Revue de Métallurgie*, Déc. 1926.

Jacob Holtzer à moins de 0,02 % de C, et à 0,9 % de C, un acier ordinaire à moins de 0,02 % de C et du cuivre électrolytique. Il enregistrait photographiquement les angles de rotation de l'éprouvette en fonction du temps, augmentant le couple de torsion après un temps déterminé. La vitesse de torsion est sensiblement proportionnelle à $\operatorname{tg} \alpha$, α étant l'angle d'inclinaison de la courbe enregistrée sur l'axe des temps. L'auteur observa qu'au bout de 5 min. d'application de la charge sur la poulie qui provoquait la torsion, la courbe enregistrée était sensiblement une droite, dont on pouvait mesurer l'inclinaison à 1 à 2 % près après une expérience de 30 minutes environ. Des expériences préalables montrèrent que la constance de l'inclinaison se maintenait toujours au bout de 2 heures. L'angle maximum de torsion était au maximum de 60°. Les températures d'essais sont supérieures à 500°, c'est-à-dire pour l'acier, supérieures à la température de disparition de l'érouissage.

Dans ces conditions, les expériences lui montrèrent qu'il existe, entre les variables P charge, T température et $\operatorname{tg} \alpha$ pente de la droite enregistrée une relation de la forme

$$P = K \frac{K_1 \times K_2 \log \operatorname{tg} \alpha - T}{T - A}$$

les constantes K, K_1 , K_2 , A dépendant des unités, de la nature du métal et des dimensions géométriques de l'éprouvette. Alors, pour $\operatorname{tg} \alpha = C^{\text{te}}$, on a :

$$P = K \frac{B - T}{T - A}$$

donnant une courbe hyperbolique; pour $T = C^{\text{te}}$:

$$\log \operatorname{tg} \alpha = a P + b$$

relation linéaire; pour $P = C^{\text{te}}$

$$T = C + D \operatorname{tg} \alpha$$

relation linéaire:

Les constantes de ces 3 dernières équations sont des fonctions de celles des 3 variables générales qui n'y entrent pas ou des constantes :

$$\begin{array}{lll} K \text{ et } A = C^{\text{te}} & a = \psi_1(T) & C = \xi_1(P) \\ B = \varphi(\operatorname{tg} \alpha) & b = \psi_2(T) & D = \xi_2(P) \end{array}$$

Cette formule ne s'applique pour les aciers qu'entre 500° et 800°. Pour le cuivre elle s'applique depuis les plus faibles valeurs de T jusqu'au voisinage du point de fusion.

De même la formule ne s'applique pas jusqu'à certaine limite inférieure de P, car pour $P = 0$ elle donne une valeur finie de $\operatorname{tg} \alpha$, absolument incompatible avec la réalité.

L'auteur compare ses résultats avec ceux trouvés dans le travail de Cournot et Sasagawa cité plus haut; il trouve entre ces deux séries de résultats de très bonnes concordances.

L'auteur ne cherche dans sa thèse qu'à étudier la loi de variation de la vitesse de torsion en fonction de la charge et de la température dans certaines limites, mais non pas de déterminer la charge maximum donnant à une température déterminée, une vitesse de torsion finale nulle, c'est-à-dire la limite de viscosité. Comme nous l'avons vu plus haut, ses formules ne peuvent servir dans la région avoisinant $tg\alpha = 0$.

Hikoroku Shoji ¹⁾ chercha à donner une définition de la plasticité. On charge le matériel étudié très peu au-dessus de sa limite élastique par une charge constante; sa section ne varie pas sensiblement. Soit E_0 la limite élastique, V la vitesse d'allongement; P la charge, le *coefficient de plasticité* est défini par

$$\pi = \frac{1}{E_0} \frac{dV}{dP}$$

Comme V ne reste pas constant, on devra définir une *plasticité initiale*, correspondant à la tangente à l'origine à la courbe allongements-temps, et une *plasticité finale* correspondant à la droite d'allongements visqueux. La relation trouvée entre V et P est:

$$V = a (P - E_0) e^{b(P-E_0)}$$

pour certains métaux comme l'Al, on a $b = 0$, la vitesse d'écoulement est proportionnelle à l'excès de la charge sur la limite élastique. Ces considérations s'appliquent aussi bien à la plasticité initiale qu'à la plasticité finale. Pour trouver les valeurs E_0 , l'auteur extrapole les courbes de V jusqu'à l'horizontale $v = 0$, ce qui donne pour les courbes de plasticité initiale la limite élastique, et pour celles de plasticité finale la limite de viscosité. La détermination de la plasticité finale se faisait par des durées de charge de plusieurs heures. Les essais furent faits à froid sur Cd, Sn, Al, Ag, Cu, An, Zn, Pb; et à chaud sur Cd, Pb, Sn, en collaboration avec Yashio Mashiyama.

Remarquons que les valeurs trouvées par extrapolation pour les limites correspondant à des vitesses initiales et finales nulles pour le Cadmium sont 15 Kgs/cm² pour la première et 11 Kgs/cm² pour la seconde. Or la limite de viscosité n'est certainement pas inférieure à la limite élastique, les deux limites étant obtenues par essais en charges maintenues. Cela montre qu'il faut se méfier beaucoup des extrapolations, si on ne veut pas commettre de grosses erreurs.

Récemment Mc. Vetty et Mochel ²⁾ étudièrent le fer Stainless et le Métal Monel au moyen d'essais de courte et de longue durées. Ils décrivent un extensomètre optique qui leur servit dans leurs essais. Les difficultés de détermination de la limite de proportionnalité, surtout aux températures supérieures à la température ordinaire furent discutées.

H. J. French ³⁾ étudia un acier mi-dur à 0,24 % de C, un acier inoxydable à 20 % de Cr et un acier rapide à 14 % de Tu et 2 % de Va.

¹⁾ Hikoroku Shoji, Sc. Rep. of the Tohoku Imp. Univ. oct. 1926.

²⁾ Mc Vetty et Mochel, Trans. of the Am. Soc. f. Steel Treat Janv. 1927.

³⁾ H. J. French, Methods of Test in relation to flow in steels at various temperatures, Proc. Am. Soc. f. Testing Mat. Vol. 26, 1926, Part. II.

Les essais ont été faits avec un extensomètre du type Martens modifié par Wilhelm puis par Tuckermann ¹⁾, donnant des lectures au 1/10.000e de mm.

L'auteur remarquant que, pour avoir la limite de viscosité vraie, il faudrait faire des essais de durées extrêmement prolongées, recherche s'il n'y a pas possibilité de trouver un essai rapide remplaçant les essais de longue durée. Aux températures supérieures à celle de recristallisation, il semble qu'il y ait sensiblement confusion entre la limite de viscosité et la limite élastique que l'auteur mesure par la limite de proportionnalité. La détermination de cette limite, si elle demande un appareillage très précis, n'est au moins pas de durée considérable. Mais aux températures où le matériel s'écrouit, la relation liant la vie de l'éprouvette à la charge ne paraît pas assez simple pour qu'une caractéristique déterminée relativement rapidement permette de conclure à une valeur de charge permettant une longue vie à l'éprouvette.

L'auteur ne tire donc pas de conclusion pour un essai pratique et laisse la question ouverte.

Notons que, dans la discussion de ce mémoire, Mc. Vetty signale que les lunettes de l'appareil Martens lui ont donné des difficultés; et il a utilisé, pour les essais de longues durées, un appareil de projection lié rigidement à la machine et projetant l'image de la croisée des fils du réticule sur une échelle située sur un mur à 3 m. 20 des miroirs. Il obtiendrait les 2,5/10.000e de mm.

Pomp et Dahmen ²⁾, de leur côté, se sont posés la même question au sujet de l'essai de courte durée pour déterminer une limite pratique de viscosité; et ils proposent la définition suivante: „*La limite pratique de viscosité est la charge unitaire donnant, par application continue, un allongement de 0,001 % par heure, l'observation étant faite entre la 3ème et la 6ème heure de mise en charge*”.

Les auteurs appuient leurs propositions sur des essais de longues durées faits sur le cuivre à la température ordinaire et des aciers à teneurs variées en C, à 300°, 400° et 500°; et sur leur observation que, à partir de la 3ème heure d'application de la charge, la ligne allongements-temps devient sensiblement une droite pour les charges basses et moyennes. Une mesure d'une telle précision exige des extensomètres précis à miroirs, et un appareillage général n'entraînant pas des causes d'erreurs de cet ordre, en particulier pour le maintien de la température. Si l'allongement de définition restait constant, on obtiendrait un allongement de 8,75 % au bout d'un an; mais en réalité la vitesse d'allongement décroît encore après la 6ème heure, et l'allongement final sera moindre. Mais, ce que les auteurs ne disent pas, il se pourrait qu'avant l'année écoulée, par augmentation progressive de la charge unitaire résultant de la diminution de section de l'éprouvette, il y ait rupture.

Les auteurs donnent un exemple concret d'application. Ils trouvèrent, par leur procédé, une valeur de 20,3 kg/mm² pour le cuivre; or il fut constaté qu'avec une

¹⁾ L. B. Tuckermann „Optical Strain Gages and extensometers „Proc. Am. Soc. for Testing Mat. vol. 23 Part. II (1923).

²⁾ Anton Pomp et Al. Dahmen, Mitt. K. W. Inst. für Eisenforschung, Dusseldorf. IX 3.

charge de 20 kg/mm² il ne se produisait pas de rupture en un an, alors qu'une charge de 25 kg/mm² entraînait la rupture en 9 mois.

Enfin Welter ¹⁾ fit des essais à charges maintenues à la température ordinaire sur le laiton, le cuivre pur, l'aluminium, un alliage d'aluminium, un acier doux laminé et étiré. Il compara les résultats aux caractéristiques suivantes: limite élastique à allongement de 0,001 %, limite élastique à allongement de 0,02 %, limite élastique à allongement de 0,2 %, charge de rupture. Il trouva que les résultats de comparaison varient avec les alliages; ainsi l'acier ne manifesta aucune rupture au bout de 6 mois même sous charge voisine de la charge de rupture; alors qu'au contraire le cuivre ne résista plus d'un an que pour des charges au plus voisines de la limite à 0,02 %.

A côté de ses études sur l'allongement en fonction de la charge, à températures constantes, P. Chévenard a étudié également l'allongement en fonction de la température, à charge constante, la loi d'augmentation de la température étant linéaire; l'appareil dont il se sert est à enregistrement photographique, la température étant mesurée, comme dans tous ses appareils, par la dilatation de l'alliage spécial Pyros. Il trouve que la courbe allongements-températures se détache progressivement de l'axe des abscisses, puis se relève rapidement. La loi n'est pas exponentielle; elle se rapproche de la loi doublement exponentielle par laquelle H. Le Chatelier représente la variation de la viscosité des verres.

IIe PARTIE

Si l'on compare les résultats publiés jusqu'à ce jour on s'aperçoit que pour des aciers ou alliages analogues il existe une très grande diversité de résultats qui ne peut s'expliquer complètement ni par la différence de composition ni par la différence d'état du matériel, mais surtout par la différence de mode opératoire.

Il en résulte clairement qu'il serait indispensable, comme cela a été fait pour la limite élastique, de pouvoir définir une limite pratique de viscosité, qui soit autant que possible pratique pour l'application, et donne des renseignements concordant avec le but poursuivi, c'est-à-dire que la rupture ne se produise pas au bout d'un temps très long déterminé.

Mais remarquons tout de suite que la définition de la limite élastique était infiniment plus simple à déterminer que dans le cas qui nous occupe. En effet dans le cas de la limite élastique, quel but cherchait-on à atteindre: définir une limite telle que, lorsqu'on la prendra pour limite élastique dans les calculs, les déformations permanentes qui en résulteront seront inférieures à une valeur déterminée à l'avance; la définition de la limite pratique d'élasticité en découle directement; la quantité à mesurer dans l'essai est bien celle qui intervient à l'emploi.

Dans le cas de la limite de viscosité il n'en est pas de même; en effet que pouvons-nous mesurer dans un essai: un allongement graduel pendant un intervalle de

¹⁾ Welter, Zeitschr. für Metallkunde, XVIII, 1926, pp. 75—80, 117—120.

temps déterminé, assez court relativement; quel but cherchons-nous à atteindre: ne pas avoir de rupture au bout d'un temps très long; nous supposons évidemment ici que dans la pratique on peut admettre une déformation permanente assez considérable; donc ce que nous pouvons mesurer dans l'essai pratique n'est pas le phénomène qui interviendra pendant l'emploi; c'est une quantité liée au phénomène intéressant par une relation inconnue pour le moment, et qui dépend probablement de la nature et de l'état du matériel, et peut-être d'autres facteurs encore intervenant dans la construction des pièces. Le problème de la définition de la limite pratique de viscosité est donc singulièrement complexe.

De toutes les études il semble ressortir que:

1°. Au-dessus de la température de recristallisation, température variable avec les alliages, la limite de viscosité est peut-être nulle ou au plus égale à la limite élastique mesurée à l'essai de traction normale. Dans les charges les plus faibles, la courbe allongement-temps prend au bout de quelques minutes seulement sensiblement l'allure d'une droite correspondant à une vitesse d'allongement sensiblement constante.

2°. Au-dessous de la température de recristallisation, l'écroutissage joue son rôle; l'allongement sous charge et température constantes se fait à vitesse graduellement décroissante jusqu'à atteindre une vitesse nulle ou constante, le temps nécessaire pour l'obtention de cette vitesse constante étant d'autant plus grand pour le même matériel que la charge appliquée est plus forte.

Nous sommes actuellement en présence de deux essais de définition de limite, celle proposée par Pomp et Dahmen, celle résultant des formules d'Henry.

1°. Pomp et Dahmen proposent de définir comme limite de viscosité pratique, la charge unitaire qui, entre la 3e et la 6e heure d'application de la charge, provoque un allongement à une vitesse de 0,001 % par heure. La possibilité d'acceptation de cette définition repose sur deux conditions:

a. Naturellement que les appareils soient susceptibles de cette précision, aussi bien pour la régularité de la température de chauffage de façon à ne pas amener des perturbations parasites dans l'allongement que pour la précision des mesures. Or le coefficient de dilatation des aciers est tel qu'il suffit d'un écart de température bien faible pour que la simple dilatation thermique dépasse la valeur du critérium choisi.

b. Et que la période dans laquelle s'accomplissent les mesures, soit entre la 3e et la 6e heure, se trouve dans celle d'allongement à vitesse constante; sinon on prendra une valeur trop faible pour la limite de viscosité cherchée. Or les auteurs donnent le tableau suivant pour l'acier à 0,11 % de C essayé à 400°:

Charges	Vitesse d'allongement $10^{-4} \frac{\text{mm}}{\text{mm}} \frac{\text{h.}}{\text{h.}}$	Durée d'observations en heures.
6	0	24
7	0,95	22
8	5,0	4
11	6,25	12
14	60,0	13

Le graphique fig. 2 montre que l'allongement mesuré pour la charge 8 pendant 4 heures est manifestement trop fort; on se trouve encore dans la période à vitesse d'allongement décroissante. En maintenant les charges 12 heures, on trouve une limite de viscosité de 11,5 environ avec le critérium proposé, alors qu'en ne les maintenant que 6 heures, les auteurs indiquent 10,9. L'écart n'est ici que de 5 %; mais il s'agit d'acier doux au C à une température voisine de celle de récrystallisation. L'écart serait beaucoup plus considérable si l'essai était fait sur des alliages aus-

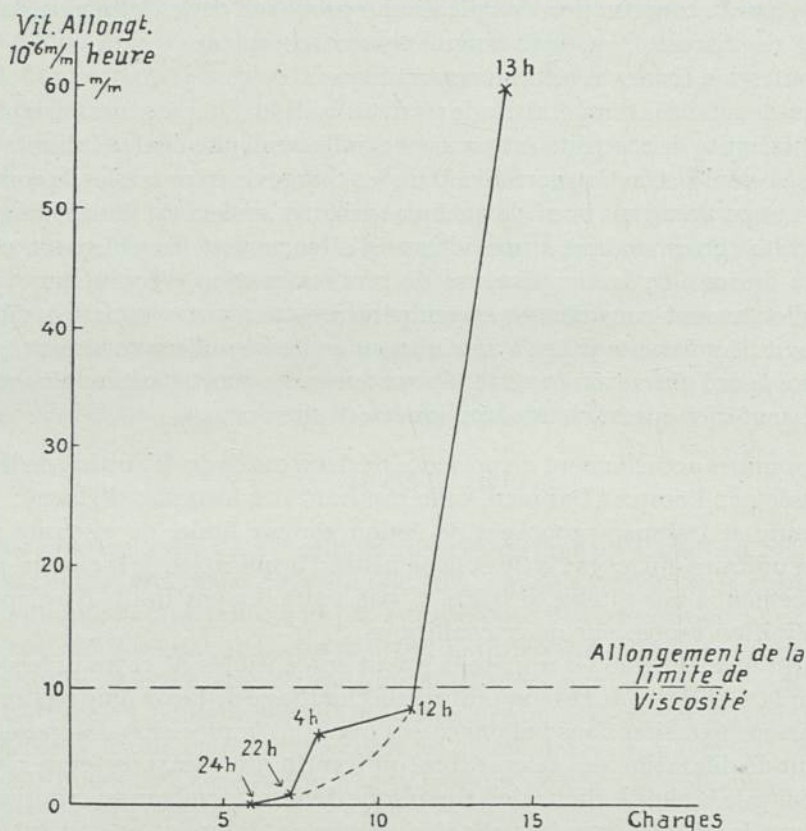


FIG. 2. Courbe de Pomp N. Dahmen (vitesse des allongements en fonction des charges).

ténitiques pour lesquels la température de récrystallisation est beaucoup plus élevée et la durée de la période à vitesse décroissante beaucoup plus longue. Or ces alliages prendront dans l'avenir de plus en plus d'importance à cause de leurs résistances à chaud beaucoup plus élevées que celles des aciers ordinaires.

Par exemple nous avons essayé un alliage austénitique Ni-Cr-Tu à 500° sous 41 Kgs par mm^2 . Nous avons eu pendant les premiers 24 h. un allongement de 0,008% par heure; pendant les seconds 24 h.: 0,004 % par heure; pendant les 3e 24 h.: 0,002 % par heure; puis après 12 h. plus d'allongement.

Par contre, si nous opérons dans la zone de températures où le matériel ne s'é-

crouit plus, très peu de temps après la mise en charge au-dessus de la limite élastique, l'éprouvette s'allonge à vitesse constante, ou même légèrement croissante; le critérium peut donc s'appliquer, même peut-être sans attendre la période 3e—6e heures.

2°. Des résultats d'essais sur la torsion, Henry tire les formules suivantes liant la charge P, la vitesse d'allongement V et la température T:

$$P = a + b \log V \text{ à température constante}$$

$$P = K \frac{B - T}{T - A} \text{ à vitesse d'allongement constante}$$

$$\log V = \alpha + \beta T \text{ à charge constante}$$

La première et la troisième formule rappellent des formules trouvées dans d'autres travaux par Lynch, Mochel et Mc. Vetty:

$$P = a + b \log L$$

L étant la vie de l'éprouvette; par Shôji:

$$\log V = \log a (P - E_0) + b (P - E_0)$$

E_0 étant la limite élastique; par Bayley:

$$\log L = a + b T$$

L étant la vie de l'éprouvette.

Les essais d'Henry ont été faits sur des aciers ordinaires et du cuivre électrolytique. Pour les aciers les températures sont supérieures à 500°, c'est-à-dire dans la région où l'acier ne s'écrouit plus. Ceci explique que l'auteur ait trouvé presque dès le début une vitesse de déformation constante. D'ailleurs il spécifie que les formules ne s'appliquent pour les aciers qu'entre 500° et 800°.

D'autre part, les formules s'appliquent à des vitesses de déformation supérieures à une certaine limite, au-dessous de laquelle elles ne peuvent plus s'appliquer, ce qui ne permet pas d'utiliser la première formule à la détermination de la limite de viscosité.

Nous avons essayé d'appliquer la formule logarithmique (PV) à nos essais préliminaires, faits dans des conditions pas très précises. Sur un acier mi-dur trempé et revenu à 700°, en maintenant chaque charge au moins 12 heures, nous avons trouvé, à 350°, que la formule logarithmique s'appliquait assez bien aux 3 vitesses mesurées, mais en calculant la charge donnant une vitesse d'allongement de 0,001% par heure, nous avons trouvé une charge de 41,5, alors qu'à 50 kgs nous n'avions eu aucun allongement en 10 heures; la formule pour 50 kgs donne un allongement horaire de 0,02 % dont nous nous serions aperçus. De même avec un acier à 0,7 % de C et 2 % de Mn trempé et revenu, essais à 350° à charges maintenues au moins 12 heures, la formule s'appliquait bien aux 3 vitesses mesurées, mais la vitesse de 0,001 % par heure aurait eu lieu pour la charge de 6 kgs, ridiculement faible, alors qu'à 40 kgs nous n'avions pas eu d'allongement entre la 8e et la 17e heure fin de l'essai; pour cette charge de 40 Kgs la formule nous donnerait un allongement horaire de 0,116 % qui aurait été extrêmement visible.

Nous croyons donc, jusqu'à vérifications ultérieures, que la loi logarithmique ne peut s'appliquer aux vitesses très faibles capables de définir la limite pratique cherchée, au moins dans la zone d'écroutissage de l'acier.

En ce qui concerne la loi hyperbolique (P, T) Henry a essayé de l'appliquer aux résultats de Cournot et Sasagawa sur les charges limites de viscosité en fonction des températures, il a trouvé une concordance excellente dans toute la zone d'essai 350°—700°.

Nous avons essayé la même comparaison pour les résultats donnés par Lea sur les aciers à 0,14 % C, 0,32 % C et 0,75 % de C entre 350° et 700°; la concordance n'est bonne que pour l'acier à 0,32 % de C entre 400° et 600°. Cela tient peut-être aux différences de modes de détermination des chiffres limites indiqués.

Nous avons essayé également de l'appliquer, sans succès aux résultats fournis par Tapsell et Bradley sur un alliage à 20 % de Cr et 80 % de Ni entre 500° et 800°.

D'autre part, avant l'application de toute formule, il est nécessaire de faire les mesures de vitesse dans la région de déformation à vitesse constante. La question à poser est donc la même que lorsque nous avons discuté le critérium de Pomp et Dahmen.

IIIème PARTIE

Les essais effectués par l'un de nous en collaboration avec divers expérimentateurs, essais réalisés dans des conditions rigoureusement identiques sur plusieurs métaux et alliages, peuvent permettre de serrer un peu le problème, sans toutefois le résoudre encore de façon bien satisfaisante.

Ces recherches ayant été en grande partie publiées et présentées devant notre Groupement Franco-Belge ¹⁾, nous nous bornerons ici à les résumer et à grouper leurs résultats de façon à justifier certaines des conclusions de ce mémoire.

Éprouvettes et Appareils Utilisés. — Après une étude bibliographique suffisamment approfondie du problème, et après avoir écouté les conseils précieux de M. P. Chévenard, que nous tenons encore à remercier très sincèrement, nous avons adopté comme éprouvettes des fils de 1 mm environ de diamètre sur 100 mm de longueur; nous avons choisi cette dimension de diamètre parce que suffisante pour éviter le manque d'homogénéité du fil, et cependant pas assez grande pour entraver la rapidité et la commodité des expériences.

Ce fil est suspendu verticalement dans un four électrique à tube, chauffé par un enroulement de nichrome (fig. 3); un bâti fixe supporte le four et la mordache en serrant la partie supérieure de l'éprouvette; les dimensions du four, l'enroulement,

¹⁾ J. Cournot et K. Sasagawa, C. R. Académie des Sciences, 3 Novembre 1925. Association Franco-Belge pour l'Essai des matériaux, Séance du 17 Décembre 1925. Revue de Métallurgie, Mémoires, Décembre 1925 P. 753.

J. Cournot et R. Pagès, C. R. Académie des Sciences, 15 novembre 1926, Association Franco-Belge pour l'Essai des matériaux, Séance du 18 Novembre 1926. Revue de Métallurgie, Mémoires, Décembre 1926, P. 701.

J. Cournot et M. Saares Silva, C. R. Académie des Sciences, 22 août 1927.

le moufle intérieur de cuivre entourant l'éprouvette ont été étudiés de façon à réaliser une chambre de chauffe aussi homogène que possible au point de vue température; celle-ci est contrôlée par un couple thermoélectrique Le Chatelier; un dispositif de circulation d'azote évite, au cours des essais, l'altération des métaux et alliages oxydables; enfin, pour les essais de longue durée, un régulateur automatique de température Verney, d'une haute précision, complète cette première partie de l'instrument.

La tension de l'éprouvette est assurée par un levier L (fig. 3) dont l'axe de rota-

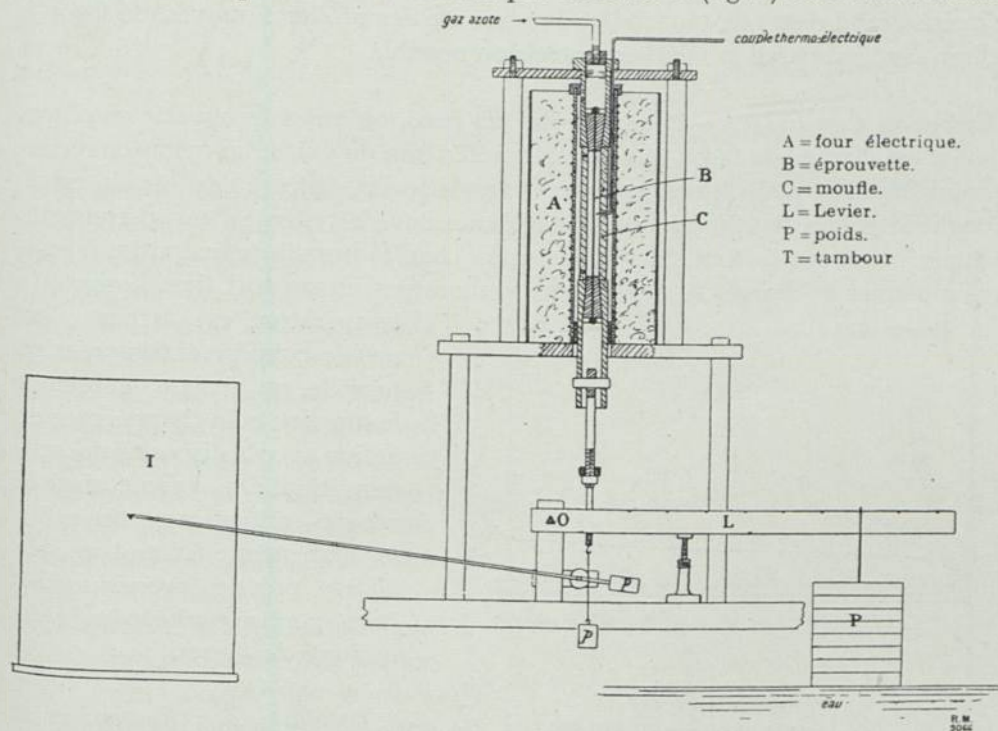


FIG. 3. Viscosimètre utilisé par M. Cournot pour ses essais

tion est en O; le dispositif d'attache de la mordache inférieure vient s'appuyer sous ce levier par l'intermédiaire d'un couteau; en un certain point du levier, on place un poids tenseur. Au début de chaque expérience, la longueur du système d'attache de la mordache inférieure est réglée de façon que la base du poids vienne exactement affleurer la surface d'une nappe de liquide contenu dans une cuve; ce dispositif permet, grâce à la poussée croissante de liquide lorsque le fil s'allonge et que le poids s'immerge, de compenser l'augmentation d'effort unitaire qui serait, sans cela, la conséquence de la diminution de section du fil. Le niveau du liquide est maintenu constant dans la cuve, grâce à un dispositif de trop-plein.

Enfin, l'enregistrement des courbes „allongements-temps” est obtenu sur un cylindre entraîné par un mouvement d'horlogerie; la plume est portée par un levier

dont l'axe de rotation est entraîné par un fil souple relié à la mordache inférieure de l'éprouvette; la démultiplication de ce bras de levier est de 50.

Toutes les données de l'appareil, bras et poids du levier tenseur, poids tenseurs, section de ces poids, densité du milieu d'immersion, ont été calculées de façon que l'erreur sur l'effort unitaire ne soit pas supérieure à 0.15 %. Des courbes de correction permettent de rectifier les résultats suivant le diamètre exact de l'éprouvette.

La nature du métal constituant le levier et les poids tenseurs, le liquide d'immersion et la vitesse de rotation du cylindre enregistreur, ont varié suivant le plus ou moins grand degré de ténacité et de viscosité des produits essayés, de façon à réaliser avec l'appareil la meilleure précision possible.

Exécution d'un Essai. — Pour exécuter un essai, on met l'éprouvette en place; le levier est disposé de façon que la partie inférieure du poids, lui-même convenablement établi et placé à bonne distance sur le levier, affleure l'eau de la cuve; l'attache inférieure de l'éprouvette est réglée ainsi que le système d'enregistrement; on lance le courant gazeux s'il y a lieu et on chauffe jusqu'à température d'essai sans appliquer la charge, le levier étant soutenu par un support fixe. Lorsque la

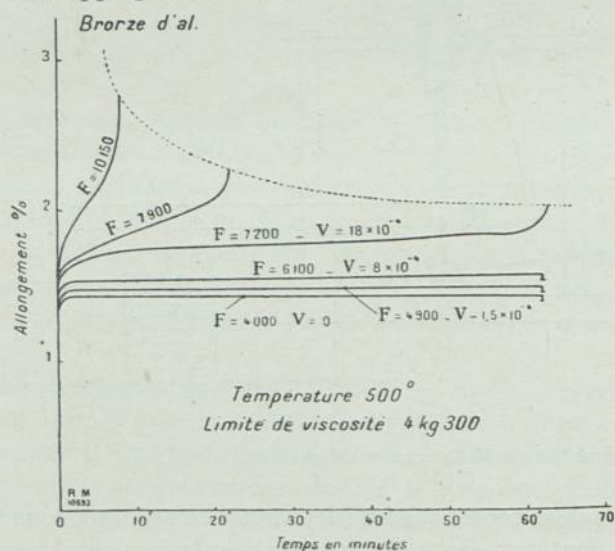


FIG. 4. Courbes allongements-temps pour le Crouza d'aluminium 90.10 à 500°.

température est atteinte, on met le cylindre enregistreur en marche, on abaisse lentement le support, et la charge entre en action avec le dispositif de compensation. On obtient ainsi la courbe „allongement-temps” à la température fixée et sous la charge prévue, rigoureusement constante par mm^2 pendant toute la durée de l'essai.

Conduite des Recherches et Interprétation des Résultats. — Étant donné un alliage déterminé, le cupro-aluminium 90.10 par exemple, nous avons exécuté plusieurs séries d'essais, chaque série correspondant à

une même température; les différentes courbes de chaque série portent sur différents efforts unitaires; la fig. 4 représente, rapprochées sur un même diagramme, les courbes ainsi enregistrées à 500°, sous des charges de 4.000, 4.900, 6.100, 7.200, 7.900 et 10.150 grammes. Les efforts dans chaque série sont choisis arbitrairement, de façon à encadrer la charge limite de viscosité et en vue d'une détermination aussi précise que possible des tracés déductifs qui vont suivre.

Ces résultats expérimentaux étant obtenus, les inclinaisons, mesurées sur ces

courbes, des parties rectilignes correspondant au phénomène de viscosité, donnent les vitesses d'écoulement dans les conditions envisagées.

Ces vitesses d'écoulement sont reportées, en fonction des charges correspondantes, sur un nouveau graphique (fig. 5); les courbes, théoriquement exponentielles,

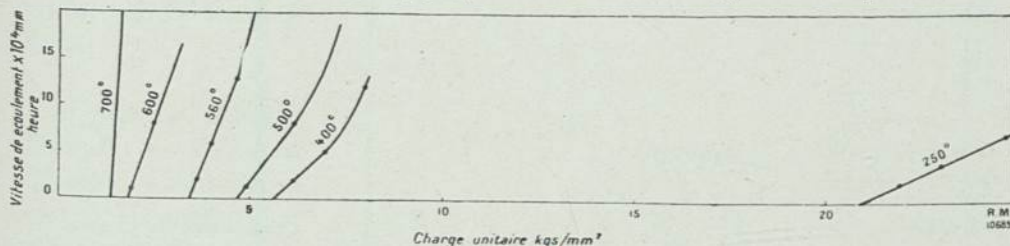


FIG. 5. Courbes: Vitesses d'écoulement-charges pour le bronze d'aluminium 90.10.

obtenues pour chaque température, sont prolongées par un tracé aussi continu que possible jusqu'à intersection avec l'axe des efforts; cette intersection donne la limite „pratique" de viscosité; l'arbitraire de la méthode réside évidemment dans cette continuité de courbure des prolongements de la courbe, cette dernière devant peut-être aboutir à l'origine des coordonnées; mais il ne faut pas oublier que ce que nous cherchons ici, c'est une interprétation *industrielle* analogue à celle de la limite pratique d'élasticité.

Ce mode de détermination de la limite pratique de viscosité semble satisfaisant lorsque les courbes vitesses d'écoulement-efforts sont très inclinées sur l'horizontale (cas des températures élevées dans la figure 5); il est au contraire fort critiquable lorsque ces courbes sont très rabattues (cas de la température de 250°, fig. 5 — cas du cuivre à basse température dans les résultats donnés plus loin).

Les limites pratiques de viscosité étant ainsi déterminées, nous en avons déduit les courbes figurant leurs variations en fonction de la température (fig. 6) et nous leur avons superposé, lorsque nous les avons dé-

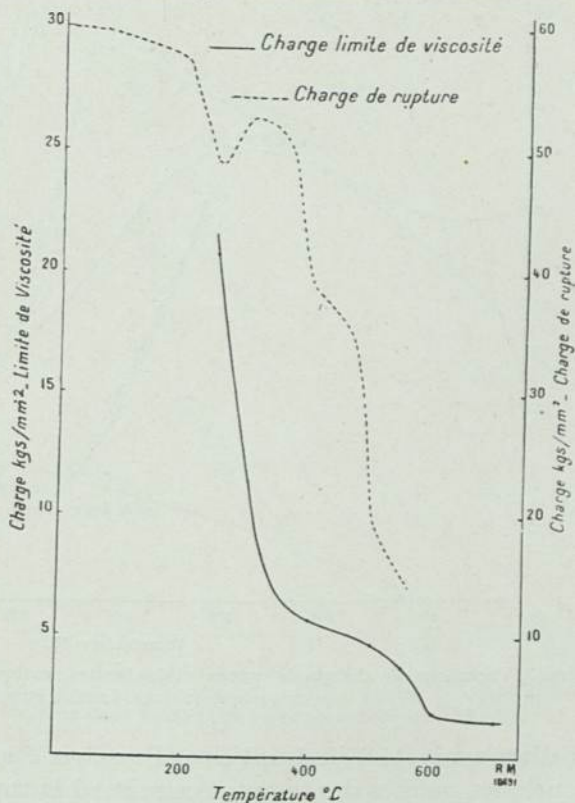


FIG. 6. Courbes des charges limites de viscosité et des charges de rupture pour le bronze d'aluminium 90.10, en fonction de la température.

couvertes dans notre documentation, les courbes des variations des charges de rupture en fonction de la température.

La figure 4 montre également que certains essais ont été poussés jusqu'à la rupture et que les points de rupture paraissent bien se situer sur une courbe dont

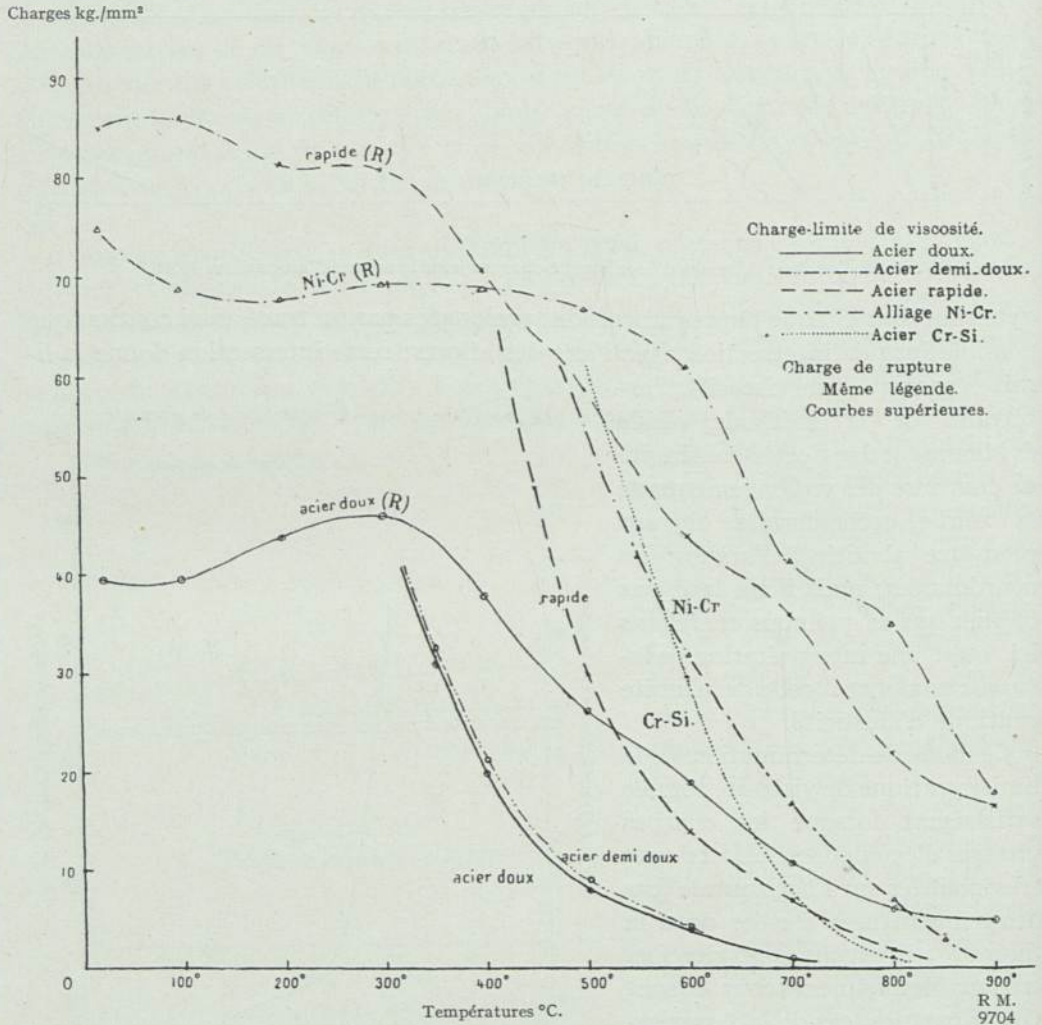


FIG. 7. Variations des charges de rupture et des limites pratiques de viscosité en fonction de la température, pour quelques alliages ferreux et pour un nickel-chrome.

l'allure avait été déjà signalée par French et Tucker ¹⁾. Nous avons également tracé quelques courbes des temps nécessaires à la rupture depuis le début de l'essai, en fonction des charges; ces courbes ont une allure hyperbolique avec, comme asymptotes, l'axe des charges et la parallèle à l'axe des temps, représentant la limite de

¹⁾ French & Tucker, Technologic Papers of the Bureau of Standards, no. 296, pp. 619 à 640 (192).

viscosité; nous avons cherché à leur appliquer une formule dans le genre de celle indiquée par French et Tucker, mais nous n'avons pas trouvé de relation simple satisfaisante.

Métaux et Alliages Essayés. — Résultats Obtenus. — Nous avons essayé les métaux et alliages indiqués ci-après; tous avaient été préalablement stabilisés par recuit dans les conditions de température et de temps normales pour ces produits.

Première série: alliages ferreux:

Acier ordinaire doux à 0,04 % de carbone;

Acier ordinaire demi-doux à 0,22 % de carbone;

Acier rapide à 0,50 % de carbone, 1,4 % de chrome et 13,57 % de tungstène;

Alliage fer-nickel-chrome à 63 % de nickel et 14 % de chrome;

Acier silicium-chrome à 0,5 % de carbone, 2,62 % de silicium et 10,29 % de chrome.

Les vitesses d'écoulement mesurées, en fonction des charges et des températures, sont portées au tableau 1¹⁾, les limites pratiques de viscosité au tableau II et les

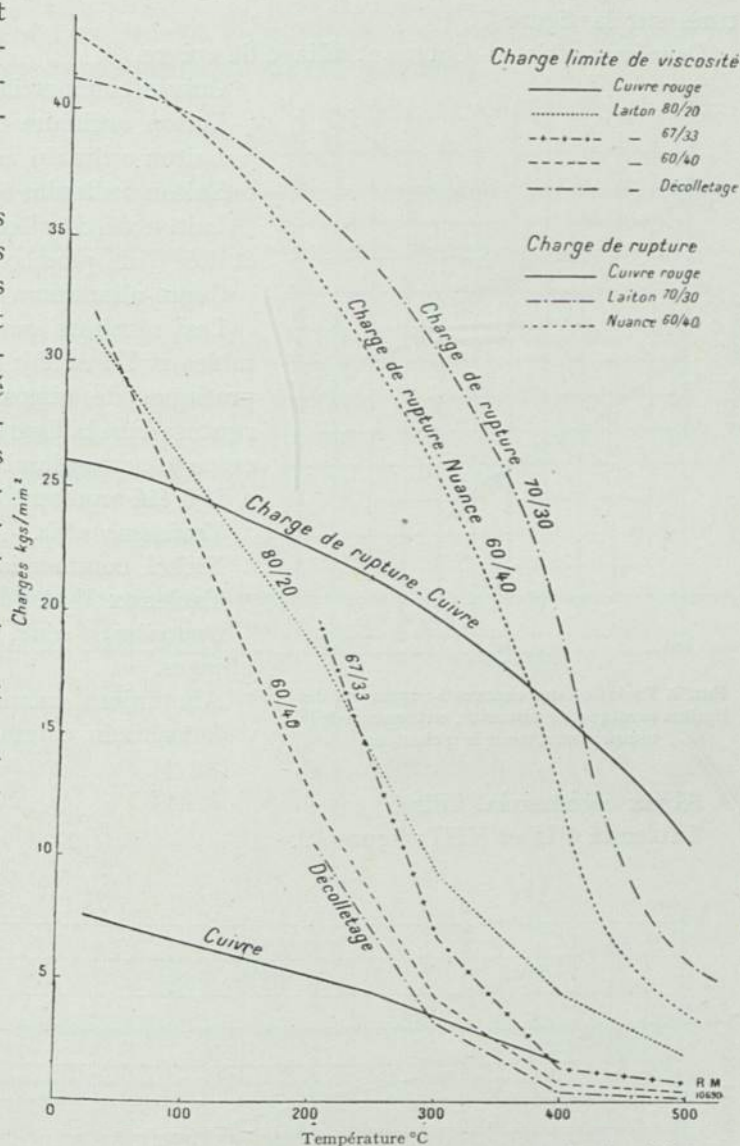


Fig. 8. Variations des charges de rupture et des limites de viscosité en fonction de la température pour le cuivre et les laitons.

¹⁾ Ce tableau est incomplet, le dossier des résultats de cette première série d'essais ayant été accidentellement détruit après la rédaction du mémoire imprimé, lequel n'avait pas compris toutes les déterminations. Il nous a été seulement possible de relever *approximativement* sur les courbes du mémoire imprimé quelques-uns des résultats numériques obtenus initialement; nous disons seulement „quelques-uns" parce que les reproductions des figures pour impression avaient été limitées à une vitesse d'écoulement de 16×10^{-4} mm/heure et à une charge de 50 Kg/mm², ce qui avait été dépassé dans les expériences surtout pour les vitesses d'écoulement.

courbes représentatives de ces limites, avec quelques courbes de charges de rupture, sur la figure 7.

Deuxième série. — Cuivre et alliage de cuivre.

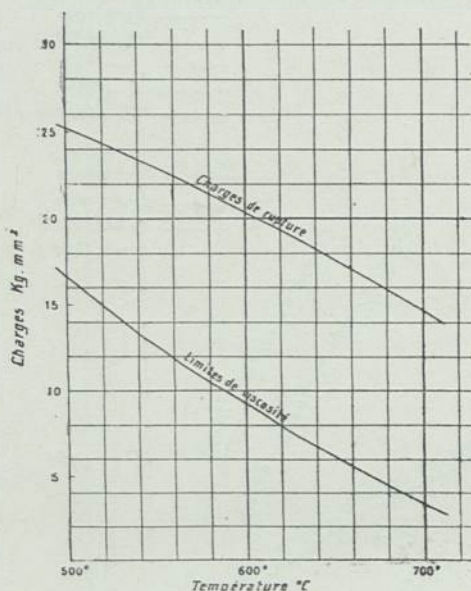


FIG. 9. Variation des charges à rupture et des limites pratique de viscosité, en fonction de la température, pour le nickel pur.

Cuivre commercialement pur;
Laiton ordinaire 80—20;
Laiton ordinaire 67—33;
Laiton ordinaire 60—40;
Laiton de décolletage à 60.5 % de cuivre et 1.6 % de plomb;
Cupro-aluminium 90—10.

Les résultats sont indiqués dans les tableaux III et IV; les courbes des limites pratiques de viscosité et des charges de rupture dans la figure 8, sauf en ce qui concerne le cupro-aluminium dont la viscosité a déjà été représentée dans la figure 4.

Troisième série. — Nickel.

Nickel commercialement pur.
Tableaux V et VI; figure 9.

Quatrième série. — Aluminium et alliages.

Aluminium commercialement pur;
Duralumin commercial;

Alpax commercial affiné.

Tableaux VII et VIII; figure 10.

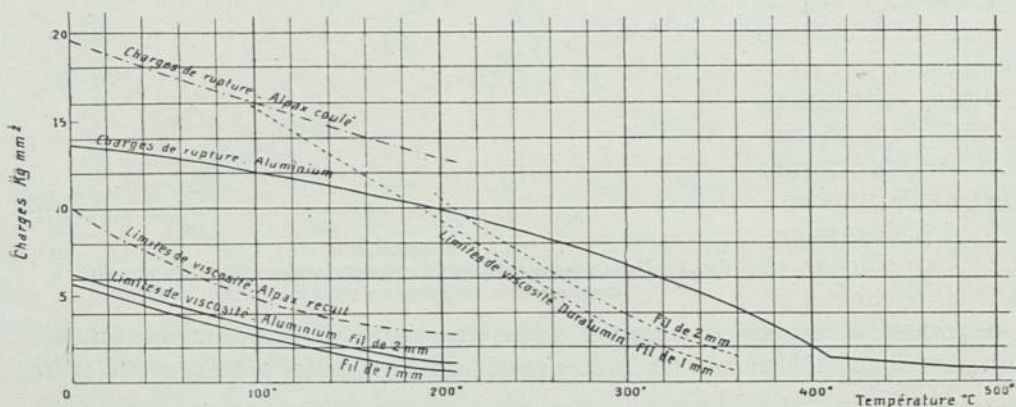


FIG. 10. Variation des charges de rupture et des limites pratiques de viscosité, en fonction de la température, sur aluminium et alliages légers.

TABLEAU I ¹⁾

lère Série — Vitesses d'écoulement V ($\times 10^4$) en mm-heure obtenues pour les charges correspondantes C . (en grammes).

Acier doux

350°		400°		500°		600°	
C	V	C	V	C	V	C	V
30.500	0	21.000	0	7.000	0	3.500	0
33.300	2	21.900	1	8.600	1	4.100	0
34.600	4,5	23.000	3	9.500	2	4.500	3
37.200	10	24.100	7	10.600	5	5.100	15
		25.200	16	12.900	14		

Acier demi-doux

350°		400°		500°		600°		700°	
C	V	C	V	C	V	C	V	C	V
31.500	0	20.000	0	9.000	0	4.000	0	900	0
34.000	2	21.000	0	11.200	4	5.200	8	1.000	0
37.000	8,5	22.000	2	12.800	11			2.200	48
		23.000	5					3.200	96
		24.000	8						
		26.100	20						

Acier rapide

450°		500°		600°		700°		800°	
C	V	C	V	C	V	C	V	C	V
49.000	0	28.500	0	14.000	0	7.000	0	1.500	0
		31.200	0	15.400	2	8.500	6	2.100	0
		34.000	4	18.500	12				
		35.200	8	22.300	62				
				27.100	204				

¹⁾ Voir renvoi (1) page 419.

Alliage Fe-Ni-Cr

550°		600°		700°		800°		850°	
<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>
41.500	0	22.000	0	17.000	0	7.000	0	3.000	0
44.700	3	32.500	0	19.000	4				
46.500	7,5	34.200	4,5	20.500	14				
		35.700	13						

Acier Cr—Si

500°		550°		600°		700°		800°	
<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>
		45.000	0	30.500	0	8.000	0	1.000	0
		47.000	2	33.200	6	9.300	9	2.000	20
		50.000	10	34.800	13	9.800	20		

TABLEAU II

2ème Série — Charges limites pratiques de viscosité Kgs/mm²

	350°	400°	450°	500°	550°	600°	700°	800°	850°
Acier doux	31	20	—	8	—	4	—	—	—
Acier demi-doux	32	21	—	9	—	4	1	—	—
Acier rapide	—	—	49	30	—	14	7	2	—
Alliage Fe-Ni-Cr	—	—	—	—	42	32	17	7	3
Acier Cr-Si	—	—	—	60	45	30	8	1	—

TABLEAU III

2ème Série — Vitesses d'écoulement *V* obtenues ($\times 10^4$) pour les charges correspondantes *G* (en gr.)*Cuivre*

15°		150°		250°		400°	
<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>
8.720	0,2	5.000	0	4.000	0	1.200	0
9.850	0,4	6.000	2	4.680	1,5	1.900	1,5
11.120	0,5	6.300	6	5.050	5	2.280	3
11.700	0,7	6.500	9	5.250	8	2.540	4
13.460	1,0	7.100	13	5.750	13	3.040	8
15.580	2,0	8.850	20	7.900		3.400	12

Laiton 80.20

150°		200°		300°		400°		500°	
C	V	C	V	C	V	C	V	C	V
16.850	0	17.900	0	8.980	0	4.200	0	1.640	0
19.220	0	18.880	3	9.460	2	4.620	1	2.000	10
22.200	0	19.500	7	10.300	12	5.000	5		
24.390	0	20.130	11	10.740	20	5.690	16		
27.300	0			11.850	32	6.420	24		
30.700	0,1								

Laiton 67.33

200°		300°		400°		500°	
C	V	C	V	C	V	C	V
19.710	0	6.500	0	1.200	0	550	0
21.050	3	7.100	2	1.350	1	790	7
22.050	6	8.000	10	1.790	8	910	14
22.655	8	8.750	16	2.060	11	985	20
		12.750	52	2.500	20	1.045	32

Laiton 60.40 sans Pb

15°		200°		300°		400°		500°	
C	V	C	V	C	V	C	V	C	V
34.500	3	12.180	0	4.400	0	700	0	510	2
36.500	5	12.950	2	4.800	2	830	2	600	12
37.420	6	13.240	7	5.000	5	1.040	7		
		14.120	14	5.380	14				

Laiton 60.40 avec Pb

200°		300°		400°		500°	
C	V	C	V	C	V	C	V
10.100	0	2.970	0	510	2	350	36
11.120	2	3.460	2	660	12		
12.080	7	3.810	9				
12.630	9	4.130	12				
14.250	15	5.320	34				

Cupro-aluminium 90.10

250°		400°		500°		560°		600°		700°	
<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>
21.950	2	5.000	0	4.000	0	3.600	2	1.900	1	1.400	2
23.050	4	6.100	2	4.900	1,5	3.980	6	2.500	8	1.570	20
24.800	6,5	6.900	5	6.100	8	4.610	13				
28.300	13,5	7.960	12	7.200	18						
		9.700	64								

TABLEAU IV
2ème Série — Charges limites pratiques de viscosité (Kg/mm²)

	15°	150°	200°	250°	300°	400°	500°	560°	600°	700°
Cuivre	7,3	5,7	—	4,4	—	1,5	—	—	—	—
Laiton 80.20	30,5	—	18,5	—	9,2	4,5	1,8	—	—	—
Laiton 67.33	—	—	20	—	6,9	1,3	0,7	—	—	—
Laiton 60.40 sans Pb .	31,5	—	12,5	—	4,7	0,7	0,5	—	—	—
Laiton 60.40 avec Pb	—	—	10,7	—	3,4	0,5	<0,3	—	—	—
Cupro-aluminium 90—10	—	—	—	20,9	—	5,6	4,7	3,4	1,8	1,4

TABLEAU V
3ème Série — Vitesses d'écoulement *V* ($\times 10^4$) en mm-heure obtenues pour les charges correspondantes *C* (en grammes)

Nickel

500°		600°		700°	
<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>C</i>	<i>V</i>
16.500	0	9.000	0	3.000	0
17.000	1,2	10.000	3,2	4.000	3,5
20.000	10	11.000	8	5.000	9,3
22.000	23	12.000	13,5	6.000	14,7
		14.000	33		

TABLEAU VI
3ème Série — Charges limites pratiques de viscosité (Kg/mm²)

	500°	600°	700°
Nickel	16,7	9,3	3,4

TABLEAU VII

4ème Série — Vitesses d'écoulement V ($\times 10^4$) en mm-heure obtenues pour les charges correspondantes C (en grammes)*Aluminium*

15°		100°		200°	
C	V	C	V	C	V
5.000	0	2.500	0	1.000	6,4
7.000	11	3.000	2	1.500	15
8.000	19,6	5.000	20,5	2.500	37
10.000	38	6.000	50	3.000	65

Duralumin

100°		200°		300°		350°	
C	V	C	V	C	V	C	V
16.000	0	9.000	0	2.500	0	1.000	1
17.000	1	10.000	3,5	3.000	1	1.500	7
20.000	16	11.000	10	4.000	11	2.500	18,7
22.000	28,5	13.000	32,5	5.000	26,5	3.000	25,5
		14.000	55	6.000	57		

Alpax

15°		15°		100°	
C	V	C	V	C	V
10.000	0	4.500	0	2.500	0
11.500	14	5.000	1,5	3.000	0,5
13.000	27,5	5.500	8	3.500	5
14.000	42	7.000	29,5	4.000	11
		8.000	46,5	4.500	59
		9.000	76	5.000	101

TABLEAU VIII

4ème Série — Charges limites pratiques de viscosité (Kg/mm^2)

	15°	100°	200°	300°	350°
Aluminium	5,6	2,7	0,7	—	—
Duralumin	—	16,7	9,3	2,8	0,9
Alpax	10	4,9	2,9	—	—

Conclusions. — Nous ne commenterons par ici *dans un sens général* les résultats obtenus, ce qui a déjà été fait dans nos mémoires antérieurs et ne présente pas ici d'intérêt, vu l'orientation spéciale de ce rapport; nous signalerons cependant comme résultat curieux mais rationnel l'influence de la transformation interne sur les variations de viscosité du cupro-aluminium (fig. 6).

Mais nous insisterons en terminant sur deux points particuliers qui, eux, ont quelque importance dans la présente étude.

1°. — Après les essais comparatifs que nous venons d'exposer, nous avons voulu voir *l'influence du diamètre de l'éprouvette* sur les résultats de viscosité; les essais sont en cours à l'heure où nous rédigeons ce rapport; voici les premiers résultats sur aluminium et duralumin; nous avons essayé, en plus des fils de 1 mm de diamètre, des fils de 2 mm de diamètre, de section quadruple par conséquent; les valeurs obtenues se groupent dans les tableaux IX et X.

TABLEAU IX

Vitesse d'écoulement V (10^4) en mm-heure pour les charges correspondantes C (en grammes)

Aluminium (fil de 2 mm. de diamètre) ¹⁾

15°		100°		200°	
C	V	C	V	C	V
5.000	0	3.000	0	1.000	0
7.000	11	3.500	3,5	2.000	9,6
8.000	27,5	4.600	20	2.500	17
9.000	44,5	5.000	28	3.000	27,5
		6.000	85	3.500	81

Duralumin (fil de 2 mm de diamètre) ¹⁾

200°		300°		350°	
C	V	C	V	C	V
10.000	0	3.500	0	1.700	0
11.000	2,5	4.000	1	2.000	0,8
13.000	13,2	6.000	10	3.500	17,5
14.500	24,5	8.000	20,5	5.000	50
		10.000	51		

¹⁾ Pour les résultats sur fils de 1 mm diamètre, se reporter au tableau VII.

TABLEAU X.

Charges limites pratiques de viscosité (en Kg/mm²)

	15°	100°	200°	300°	
Aluminium (fil de 1 mm)	5,6	2,7	0,7	—	—
Aluminium (fil de 2 mm)	6,1	3,2	1,2	—	—
Duralumin (fil 1 mm)	—	16,7	9,3	2,8	0,9
Duralumin (fil 2 mm)	—	—	10,5	3,8	1,8

On voit que la limite pratique de viscosité croît avec le diamètre de l'éprouvette¹ cette augmentation paraît tout à fait indépendante de la température; ici, lorsqu'on passe du diamètre de 1 mm à celui de 2 mm, elle est de 0,5 Kg/mm² pour l'aluminium et de 1 Kg/mm² pour le duralumin.

Nous poursuivons nos essais sur ce point.

II°. — Si l'on considère une éprouvette à température d'essai, non encore chargée, le temps nécessaire à partir de la mise en charge, pour atteindre la période de viscosité proprement dite, c'est-à-dire le début de la partie rectiligne dans la courbe allongements-temps, ce temps nécessaire est extrêmement variable, d'abord avec le métal ou l'alliage essayé, ensuite avec la température et la charge.

Pour les alliages ferreux, nous pouvons dire que pour nos essais à températures supérieures ou égales à 350°, la viscosité proprement dite était atteinte au bout d'une demi-heure maximum²); pour les aciers à grande résistance et aux températures élevées, huit à dix minutes suffisent.

Pour le cuivre, les temps nécessaires sont plus considérables: une vingtaine d'heures à température ordinaire; à 150° il ne faut plus que 45 à 60 minutes et 10 à 15 minutes à 250°. Pour le laiton 80.20, à température ordinaire, il faut une quinzaine d'heures; à 200° il ne faut déjà plus que quelques minutes.

Il est donc nécessaire, dans les conditions de nos essais, de compter, pour le cuivre et ses alliages, quinze à vingt heures à la température ordinaire, ce laps de temps tombant très rapidement à une heure pour 150° et un quart d'heure à 250°.

Pour le nickel, l'aluminium et les alliages légers, nous avons apporté une attention toute spéciale à ces laps de temps; nous les avons traduits par des courbes que nous donnons dans la figure 11; la détermination de ces courbes ne doit évidemment pas être considérée comme faite avec une précision extraordinaire, étant donné l'incertitude dans laquelle on se trouve pour une fixation exacte du point où commence la droite sur la courbe „allongement-temps”; la courbe de l'aluminium à 15° par exemple, semble bien présenter à ce point de vue des anomalies; on peut cependant déduire quelques observations générales sûres.

On voit tout d'abord que dans ces troisième et quatrième séries d'essais, les périodes d'allongement à vitesse décroissante sont très inférieures à celles du cuivre

¹) Voir également figure 10.

²) Résultats qui d'ailleurs ne concordent pas avec ceux de Pomp et Dahmen.

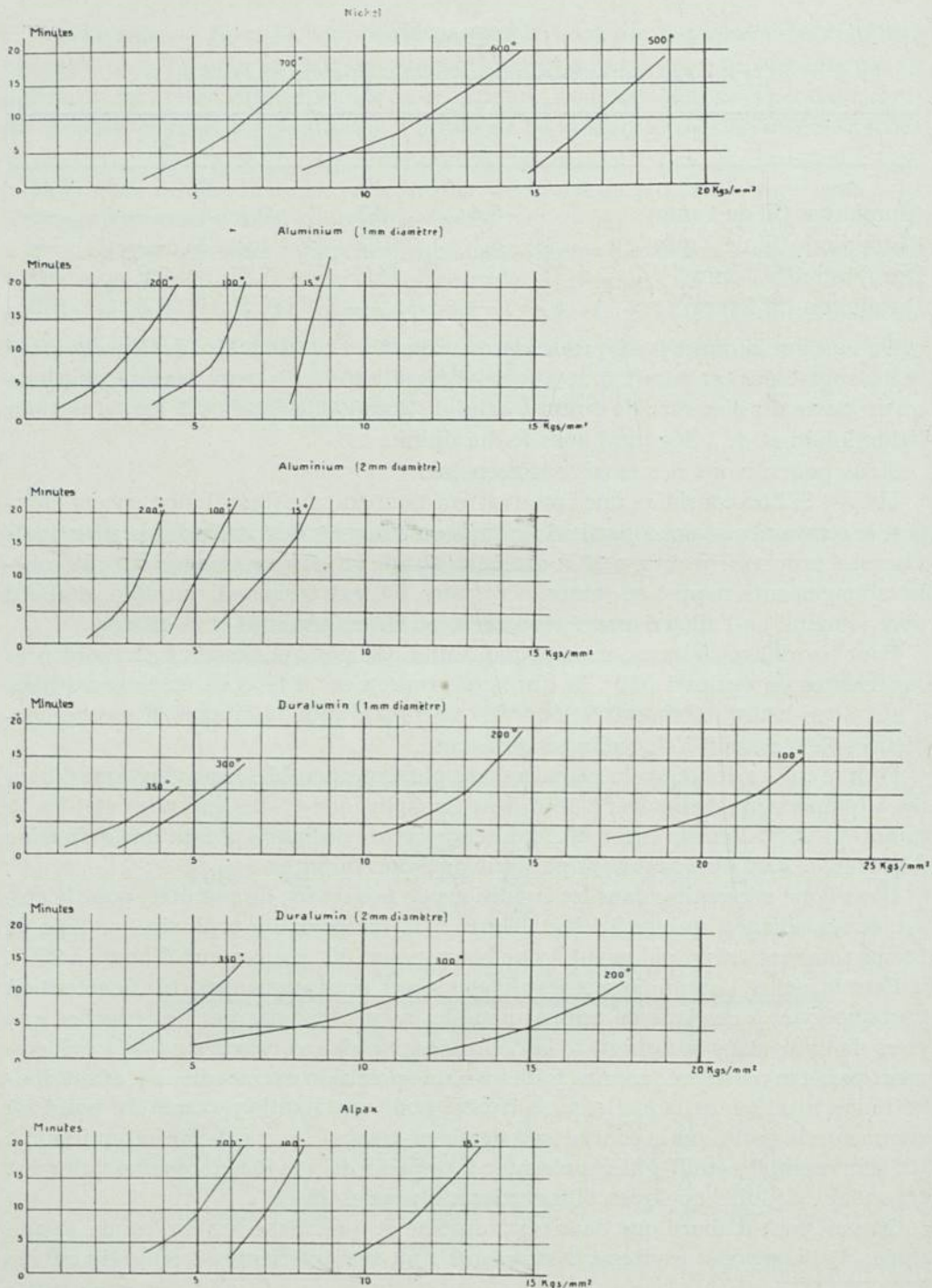


Fig. 11. Courbes des temps nécessaires pour obtenir la disformation visqueuse, en fonction de la charge, sur nickel, aluminium et alliages légers.

et des laitons à la même température, et se rapprochent plutôt de celles des aciers à température moyenne.

On voit également que, à une température donnée, le temps nécessaire pour atteindre la viscosité est d'autant plus long que la charge est plus élevée, et que la croissance de ce temps en fonction des charges est d'autant plus rapide que la température est plus haute.

Signalons enfin que, là aussi, la valeur du diamètre de l'éprouvette a son importance: à température et à charge égales, la période des allongements à vitesse décroissante décroît quand le diamètre augmente; ceci est particulièrement net pour le duralumin: à 300° par exemple, sous 6 Kg/mm², ce temps passe de 13 à 3 minutes lorsque la section quadruple; à 200°, sous 14 Kg/mm², il passe de 16 à 4 minutes; pour cet alliage et pour les deux diamètres étudiés, les laps de temps envisagés paraissent donc inversement proportionnels à la section; mais cette conclusion n'est pas valable pour l'aluminium.

Sans vouloir faire de pronostic trop hardi, il ne paraît pas interdit de *supposer* que, à vitesse d'écoulement égale et en particulier pour les charges limites pratiques de viscosité, le temps nécessaire pour atteindre la viscosité proprement dite, suivrait une variation exponentielle en fonction de la température; ceci expliquerait bien les augmentations très rapides de ces temps, à basse température, pour le cuivre et les laitons.

Aussi les durées totales de nos essais ont-elles grandement varié avec les différents métaux et alliages; les expériences, de 1 heure et demie pour les aciers, les alliages de cuivre au-dessus de 250° et les alliages légers, ont duré jusqu'à 36 heures pour le cuivre et ses alliages à température ordinaire.

Tous ces résultats, répétons-le, n'ont pas d'autres prétentions que d'apporter une *simple contribution* à l'étude approfondie que nous signalons comme indispensable, à la fin de la seconde partie de ce rapport, pour arriver à des conclusions certaines sur les essais industriels et les critères pratiques de viscosité.

Nos expériences ont été conduites d'une façon rigoureusement comparative; elles permettent donc quelques idées générales que nous allons essayer de dégager, sur les écueils à éviter dans l'expérimentation elle-même et aussi lorsqu'on passe d'un alliage à un autre, elles donnent une approximation des valeurs de viscosité et essaient de resserrer un peu le problème quant aux temps d'essais.

CONCLUSIONS

Les essais à chaud devenant d'importance industrielle de plus en plus grande, on peut conclure comme nous l'avons dit à la 2e Partie de ce mémoire, qu'il devient indispensable de songer à fixer une définition de la limite pratique de viscosité et une technique d'essai. Cette limite doit être applicable industriellement, elle ne doit donc exiger que des essais de durées pas trop longues. De plus pour répondre à son but, les mesures doivent être faites dans un stade de l'essai correspondant à la

déformation continue qui conduirait à la rupture. Le début de ce stade varie, comme nous l'avons vu, avec les alliages, les charges et les températures. Nous avons essayé d'en préciser quelques éléments. Cependant comme certains de ces éléments ne s'accordent pas avec des travaux publiés par d'autres expérimentateurs, des essais devront être faits dans des conditions nettement définies pour lever ces contradictions.

D'après ce que nous avons dit dans la 2e Partie, il semble que, pour chaque matériel, au-dessus d'une certaine température à partir de laquelle l'érouissage ne se produit plus, il y a déformation continue à partir de la limite élastique. Mais il n'est pas sûr que la limite élastique déterminée par l'essai de traction normale à la température de l'essai coïncide avec celle déterminée par un essai à charge maintenue. Il est possible même que, en charge maintenue, il n'y ait pas de limite élastique vraie. Des précisions doivent donc être cherchées à ce point de vue.

De plus il faudra, pour chaque catégorie de matériel, déterminer la température au-dessous de laquelle le matériel se déforme avec érouissage.

La technique de l'essai industriel demande à être mise au point, particulièrement en ce qui concerne la précision à chercher dans les mesures, d'où découlera la précision à exiger dans la régularité des températures, dans le temps et dans l'espace, et la nature des appareils de mesure à employer.

La dimension de l'éprouvette ayant, au moins dans certains cas, une influence, on devra fixer une dimension type.

Enfin, ces diverses précisions obtenues, la définition de la limite pratique de viscosité devra être posée, c'est-à-dire la valeur de la vitesse de déformation unitaire, mesurée au moment convenable de l'essai, que l'on considérera comme limite.

Si le besoin d'une définition se fait sentir, l'examen des résultats obtenus à ce jour ne permet pas de penser qu'on puisse dès maintenant la fixer.

Le but de ce travail a été, en apportant quelques résultats obtenus dans des conditions déterminées de susciter une discussion sur le problème pratique général, qui permette aux divers expérimentateurs de marcher dans la même voie, vers le même but, espérant pouvoir, lors d'un Congrès ultérieur, fixer une méthode d'essai industriel.

PROPERTIES OF FERROUS METALS AT ELEVATED TEMPERATURES AS DETERMINED BY SHORT-TIME TENSILE AND EXPANSION TESTS

by

ALBERT E. WHITE

Professor of Metallurgical Engineering, University of Michigan

TABLE OF CONTENTS

	Page
INTRODUCTION	1—7
Co-operative Work in the United States	2—3
Discussion of Short-Time Tensile and Creep Findings	3—7
ORIGINAL STUDIES	8—34
Chemical Compositions	13
Test Procedure for Short-Time Tensile Tests	13—16
Test Procedure for Expansion Tests	16—22
Results of Short-Time Tensile Tests	25—27
Results of Expansion Tests	27—33
COMPOSITE PROPORTIONAL LIMIT DETERMINATIONS	34—40
CONCLUSIONS	41—42
LIST OF REFERENCES AND SELECTED BIBLIOGRAPHY	43—47
TABLES	13—39
Table 1. Chemical Composition of Steels	13
Table 2. Short-Time Tensile Tests on Carbon Steels at Elevated Temperatures	25
Table 3. Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1250° F. (677° C.)	27
Table 4. Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1100° F. (593° C.)	29
Table 5. Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1000° F. (538° C.)	29

	Page
Table 6. Type Composition and Initial Treatment for the Various Selected Steels Referred to in Table 7	38
Table 7. Composite Proportional Limit Values of Various Selected Steels at Elevated Temperatures	39
PLATES	11—24
Plate 1. Testing Machine Arrangement Used in Short-Time Tensile Tests, -Photograph	11
Plate 2. Testing Machine Arrangement Used in Short-Time Tensile Tests, -Sketch	12
Plate 3. Test Specimens Used in Short-Time Tensile and Expansion Tests	14
Plate 4. Testing Laboratory Showing Arrangement of Expansion-Test Units.	17
Plate 5. Arrangement of Expansion-Test Unit	18
Plate 6. Accumulator Used in Expansion-Test Unit.	19
Plate 7. Fractures of 0.37 Carbon Steel Bar Stock at Elevated Temperatures.	23
Plate 8. Fractures of 0.38 Carbon Steel Tubular Stock at Elevated Temperatures	24
FIGURES	22—37
Figure 1. Properties of Carbon Steels at Elevated Temperatures as Determined by Short-Time Tensile Tests.	22
Figure 2. Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel at 1100° F. (593° C.)	30
Figure 4. Expansion Test on 0.38 Carbon Steel at 1000° F. (538° C.)	31
Figure 5. Composite Proportional-Limit Values of Various Selected Steels at Elevated Temperatures	36
Figure 6. Per cent Decrease in Value of Various Selected Steels at Elevated Temperatures on Basis of 750° F. (399° C.)	

ACKNOWLEDGMENTS

The author wishes to express his appreciation to Mr. C. L. Clark, holder of The Detroit Edison Fellowship in Metallurgy, for his aid and assistance. He made the expansion and short-time tensile tests.

He also wishes to express his appreciation to The Detroit Edison Company for the financial assistance given to the project. He particularly desires to thank Mr. C. F. Hirschfeld, Chief of Research of The Detroit Edison Company, for the kindly aid and counsel which was always so graciously given.

SYNOPSIS

This paper discusses the properties of carbon steels at elevated temperatures. It opens with a section devoted to the need for information in this field. It next mentions the research work in progress in the United States. Tests at elevated temperatures, including both the short-time tensile and "creep" tests are then reviewed.

The original work reported covers short-time tensile and expansion tests on 0.37 and 0.38 per cent carbon steels at elevated temperatures. Comparative tests on bar stock and tabular stock are given.

In conclusion, the relative merits of one plain carbon steel and various alloy steels are discussed on the basis of the proportional limit findings.

The industrial world is in need of further data on the properties of metals at elevated temperatures. This statement is made with due appreciation of the fact that a very considerable number of tests and investigations in this field have already been performed. A large amount of the data available, however, is of little value to the designing engineer as it does not give him an idea of the strength of the materials tested at the elevated temperatures in question when the stress on these materials is to be continued over a long period of time.

To an outsider the developments which are taking place in power plants and oil refineries are astounding. Many power plants are operating at temperatures between 700° F. (371° C.) and 750° F. (399° C.), and it will probably not be long before temperatures as high as 1000° F. (538° C.) will be demanded. Oil refineries are operating at temperatures between 750° F. (399° C.) and 1000° F. (538° C.) with every possible desire to go still higher. These two industries will undoubtedly use the bulk of the high-temperature materials, that is materials manufactured for service under high temperature conditions, yet one must not lose sight of the growing demand for these materials for such special uses as valves in internal combustion motors, for special equipment for chemical engineering processes, and for other similar uses.

Co-operative work in the united States

Some years ago an appreciation of the need for further information on this subject led a number of persons to recommend to the officers of the American Society for Testing Materials and of The American Society of Mechanical Engineers that the present state of our knowledge would be presented in the form of a symposium at the May, 1924, meeting of the American Society of Mechanical Engineers. This symposium was made ¹⁾ (15, 16, 17, 18), and following this meeting a research committee sponsored jointly by the two societies was formed. This committee, under the able leadership of Mr. George W. Saathorf, has been extremely active during the past two years. It selected as its first problem the task of standardizing methods of testing. Four different metals — a low carbon steel, a chromium-molybdenum steel, a stainless steel, and a special high-nickel high-chromium alloy — were first chosen. To these has since been added a straight nickel. Each one of these metals, prepared under standard conditions and at one laboratory, is to be given a short-time tensile test at various elevated temperatures under pre-arranged stand-

¹⁾ See appended bibliography.

ard conditions in each of four different laboratories. In all, sixteen laboratories are co-operating. Already one set of tests has been run. These tests indicate conclusively that there is a decided need for a standardization of testing methods, particularly with respect to the determination of the proportional limit of the material, that is, the stress at which the strain ceases to be proportional to the applied load.

At the higher temperatures, that is around 1200° F. (649° C.), the minimum and maximum values ranged from 800 pounds to 4700 pounds per square inch, a variation of 487 percent. The differences cannot be charged to hasty manipulation of the tests or to poor technique, but rather to the unrefined methods of determining the proportional limit, and also of obtaining uniform heating conditions.

Discussion of short-time tensile (proportional limit) and creep findings

The entire engineering profession is demanding a short-time test which will give true values for metals and alloys at various elevated temperatures, particularly when the materials tested are to be held under load for an appreciable time. Dickenson (6), in discussing short-time tests at elevated temperatures as most of them had been run up to the time of the writing of his paper, stated that the tests certainly did "not enable a designer to construct a container which can confidently be depended upon to maintain shape indefinitely at some temperature, above a low red heat, when in a state of stress."

Most of the early work at elevated temperatures consisted in the determination of the tensile properties by short-time tests. In this connection French (7) stated that, in looking through the literature on the subject he found thirty or forty references covering experiments at elevated temperatures, but in the majority of cases the description of the methods used for determining the temperatures was rather vague and unsatisfactory. A further statement might be added to the effect that the methods employed in the actual operation or manipulation of the testing equipment were incompletely described. Also a decided lack of information concerning the initial condition of the materials tested was encountered. These early tests, therefore, are of interest as recording the development of methods of testing at elevated temperatures, but they are of little actual scientific service. Likewise many of these tests recorded only tensile strength and elongation. Others gave the values which are usually determined in physical tests; namely, tensile strength, yield point, elongation, and reduction of area. In some cases the elastic limit was determined in place of the yield point.

Though all of these values are interesting, yet from the standpoint of the engineer desiring a knowledge of the properties of the materials when held for a considerable length of time at elevated temperatures, they are of little value. They fail entirely to measure "creep", a characteristic so ably set forth and emphasized by Dickenson (6), and to which subject such persons as Lea (9 and 12), French (22 and 27), Malcolm (25 and 30), White and Clark (28), Bailey (31), and others have contributed.

Two views are held with regard to this "creep" characteristic. One is that the only safe way to measure it is by a long-time test. The other is that an accurately determined proportional limit gives a measure of the ability of the material to withstand a given load at a given temperature for an indefinite period. This latter statement is made with due appreciation that some persons hold that if a metal is held under any load at any given temperature, that failure will ultimately result though the load-temperature conditions may be such that many million years might be required for rupture. Such an hypothesis as this, though plausible, is of little interest to the engineer. His concern is with the possibility of the metal proving stable under the load-temperature conditions employed during the economic life of the part. From this latter standpoint, the question arises: is the proportional limit a proper criterion for load-carrying ability for metals at any given temperature, or must recourse be made to the tedious, laborious, and expensive creep test? Troendly and Pickwell (20) state that, "as far as the authors are aware no one has described a way to obtain accurate elastic limits at elevated temperatures." Fahrenwald (14) says that, "his experience with metals and alloys maintained under continuous stress for long periods of time at various temperatures furnishes strong arguments against the existence of any true elastic limit at any temperature and in favor of a real viscous flow under stress at all temperatures." These investigators refer to an "elastic limit." One should not read into a statement something which was not intended, but in view of the loose manner in which the terms "proportional limit", "elastic limit", and "yield point" are used one may very well raise the question as to whether or not the authors did not have in mind "proportional limit" when they mentioned "elastic limit." Whatever the intention of the above investigators, there are certain engineers in the United States who do not accept the hypothesis that if a metal be kept under the proportional limit, it will not creep.

On the other hand French (22) says that, "when both long life and freedom from appreciable deformation are required, the maximum allowable load closely approximates the proportional limit of the author's short-time tests and similar tests at corresponding temperatures carried out independently at another laboratory." Also Lynch, Mochel, and McVetty (24) state that, "it is shown that the proportional limit of medium carbon steel as determined in a short-time test has a very definite physical meaning at high temperatures, and that continuous creep at or below this stress is not to be expected. On the other hand, this is not true for the non-ferrous materials examined, although metallurgical changes may be shown by further work to account for such differences."

White and Clark (28) questioned the value of the proportional limit as a criterion for load-carrying ability in the paper which they presented before the American Society of Mechanical Engineers in December 1926. The data in this particular paper, however, shows a fair agreement between their short-time proportional-limit findings and their creep or long-time expansion-test findings. In the light of this added data they are more inclined than they were formerly to the belief that if

short-time proportional-limit values are properly determined, they may be used as an index of the maximum allowable working stresses for the temperature in question, provided a sufficient factor of safety be employed. A suggested factor is five. Yet they still feel that the major evidence seems to indicate that all metals will elongate continuously under any given load and at any given temperature though the load-temperature conditions (in some instances) may be such that thousands of years, if not millions, would be required for appreciable extension. This condition, they feel, holds not only for the ferrous but also for the non-ferrous metals. It is a view most ably presented by Mr. R. W. Bailey (31) in an article which is as yet unpublished.

ORIGINAL STUDIES

The original laboratory work covered in this paper includes a series of short-time tensile and expansion tests on 0.37 and 0.38 percent carbon steel. The entire object of these particular tests has been not only to throw further light on the relationship between "creep" findings, or as here modified into what is described as "expansion" findings, and carefully obtained proportional limit values, but also to ascertain safe working loads by means of the expansion tests themselves.

The expansion test was developed for the purpose of duplicating in so far as possible actual working conditions in power plants and oil refineries. Many of the parts subjected to high temperature were tubular in character. The test, therefore, consisted of maintaining nitrogen under varying pressures in tubes heated to the desired temperatures until such time as rupture occurred, or until it was felt that the metal would not fail during a reasonable economic period, or until the test was stopped for some other reason. The pressures maintained in the tubes were calculated to tensile stresses as given in another section of this paper.

In the latter portion of the paper a section is devoted to the respective merits of various grades of steels on the basis of proportional-limit findings. Only steels on which carefully determined proportional-limit values had been obtained, and only steels previously annealed or normalized, and, also, only steels that showed values consistent with those in the general field are included.

SHORT-TIME TENSILE AND EXPANSION TESTS ON PLAIN CARBON STEELS

Short-time tensile and expansion tests were run on steel containing 0.37 percent carbon (bar stock test material) and 0.38 percent carbon (tubular and expansion test material). These tests were made for the following purposes:

1. To determine by means of short-time tensile tests the physical properties of these metals at elevated temperatures.
2. To determine the relation between the values obtained by means of the short-time tensile tests on standard .505-inch bar stock and similar values obtained from tubular stock.
3. To determine, by means of the expansion tests, the safe working loads for these metals when at certain specific elevated temperatures below which expansion would not take place during any normal long-time period of operation.
4. To determine the relation between the proportional-limit values derived from the short-time tensile tests and the maximum safe working loads as determined by the expansion tests.

CHEMICAL COMPOSITION

The chemical composition of the steels used in these tests is given in Table 1.

TABLE 1. *Chemical Compositions of Steels*

Symbol	Type.	Composition in percent.				
		Carbon	Manganese	Silicon	Sulphur	Phosphorus.
B	Tube Stock	0.38	0.56	0.15	0.028	0.017
C	Bar Stock	0.37	0.69	0.23	0.020	0.015

TEST PROCEDURE FOR SHORT-TIME TENSILE TESTS

The apparatus used in the short-time tensile tests is shown in Plates 1 and 2. The jaws of the machine are replaced by steel blocks containing a circular shaped

cup into which the ball on the specimen holder fits. This ball and socket joint not only eliminates all slippage but also assures perfect alignment at all times.

The arrangement for measuring the strain is also shown in Plates 1 and 2. It consists of two rods fastened by means of a collar to the top of the specimen and to an aluminum plate (upper) which carries the dials, and of two other rods fastened at the bottom of the specimen and to an aluminum plate (lower). The rods fastened to the bottom of the specimen pass through the upper aluminum plate but do not

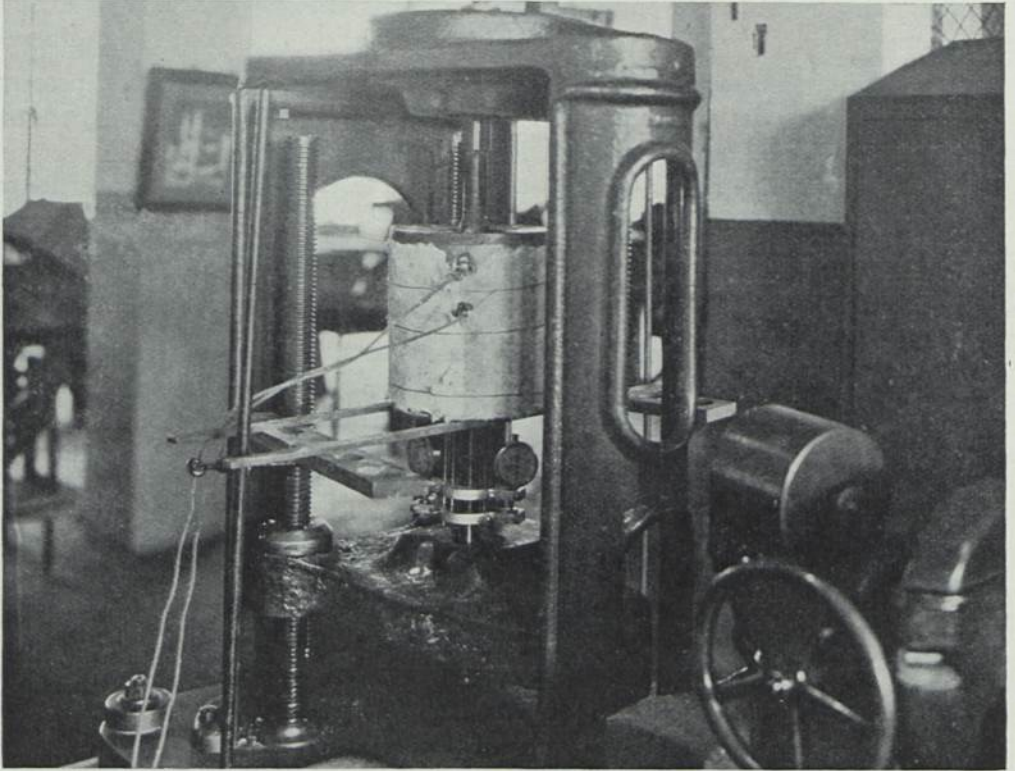


PLATE 1

touch it. As the load is applied, the two plates move apart as a result of the strain of the test specimen and the distance of separation is determined by two Ames dials reading to .0001 of an inch.

The shapes of the specimens used in the short-time tensile tests on bar stock are shown in Plate 3. In the tubular short-time tensile tests, the specimens were placed in special holders but otherwise the arrangement was identical with that used in the case of the standard .505-inch tensile specimens. A Riehle tensile machine of 50,000 pounds capacity was used and the strain was determined by means of Ames dials reading to .0001 of an inch.

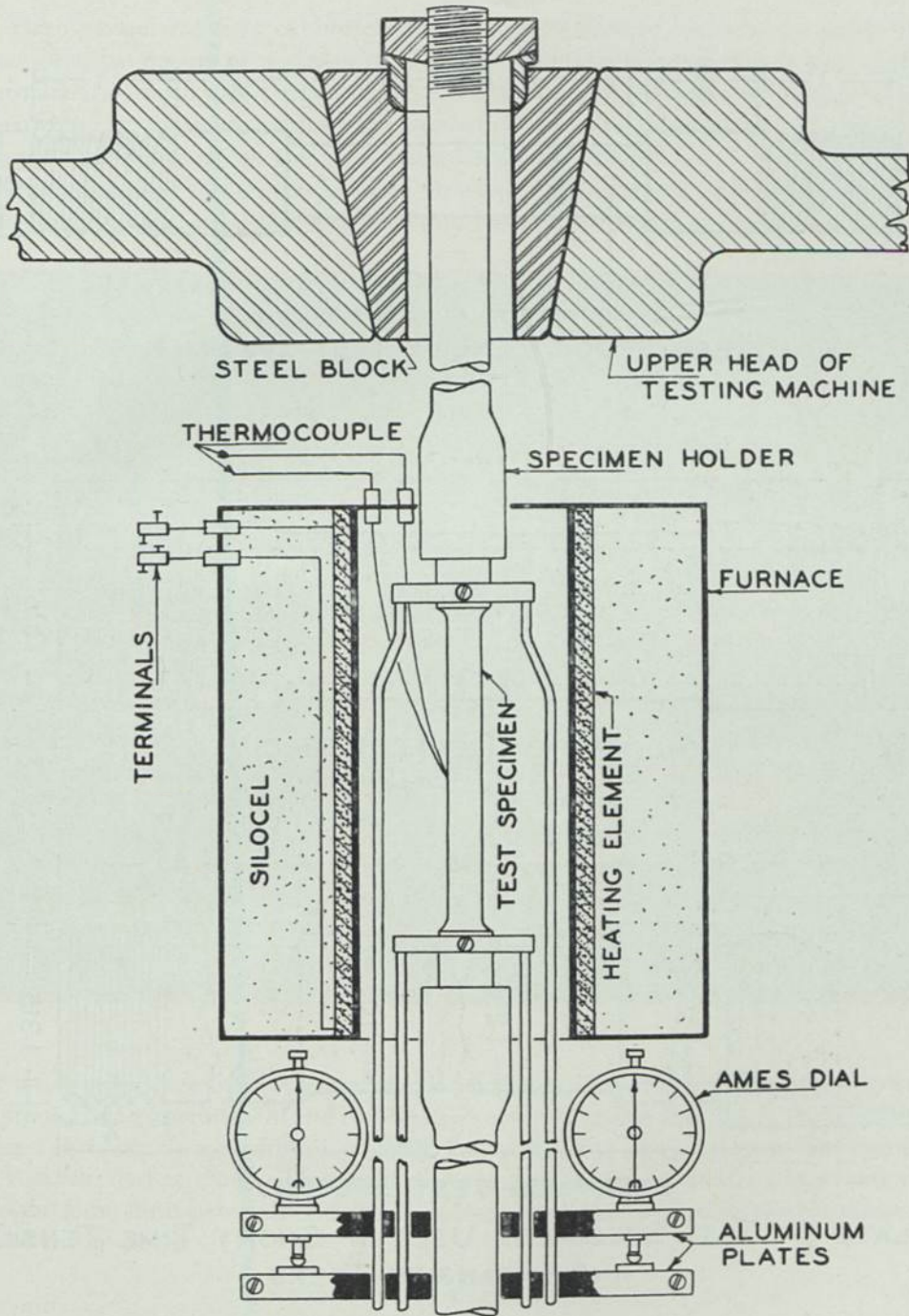
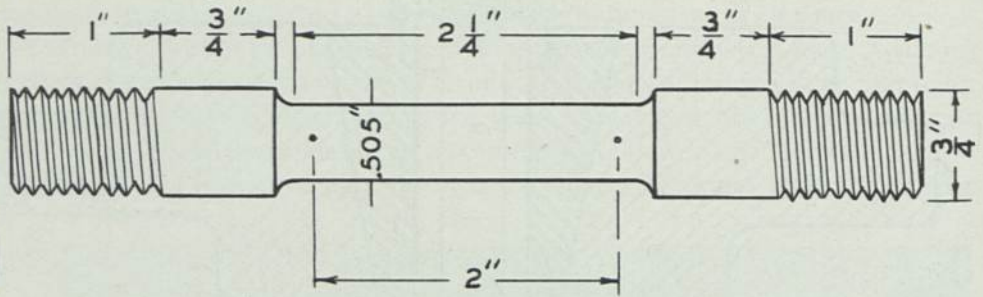
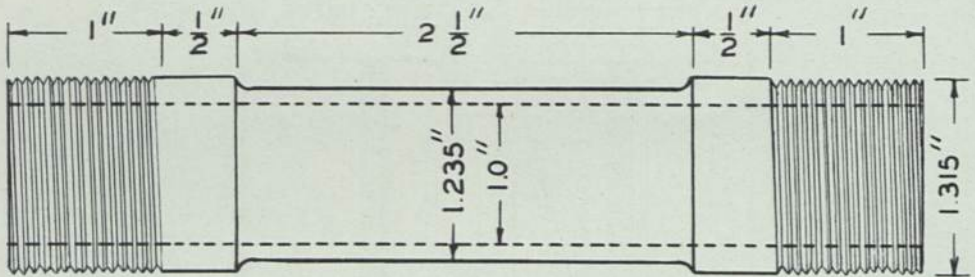


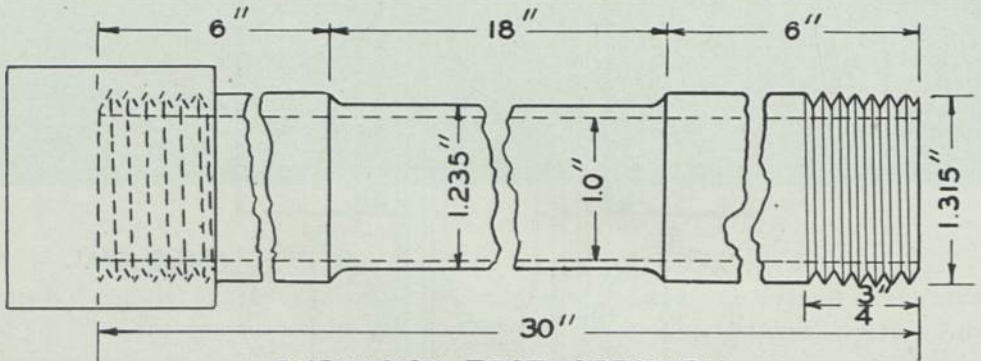
PLATE 2 TESTING MACHINE USED IN SHORT TIME TENSILE TESTS.



BAR STOCK TENSILE TEST SPECIMEN



TUBULAR TENSILE TEST SPECIMEN



EXPANSION TEST SPECIMEN

PLATE 3 TEST SPECIMENS USED IN SHORT TIME TENSILE AND EXPANSION TESTS.

The furnace was first calibrated at the various temperatures to be used. This was done by means of a standard .505-inch test specimen having a hole drilled through its length and temperatures read both on the inside and outside of the specimen. In the tests proper, the temperatures were determined by a thermocouple fastened between the gage marks of the specimens.

In conducting the tensile tests at elevated temperatures, the specimens were brought to the desired temperatures and maintained constant in that conditions

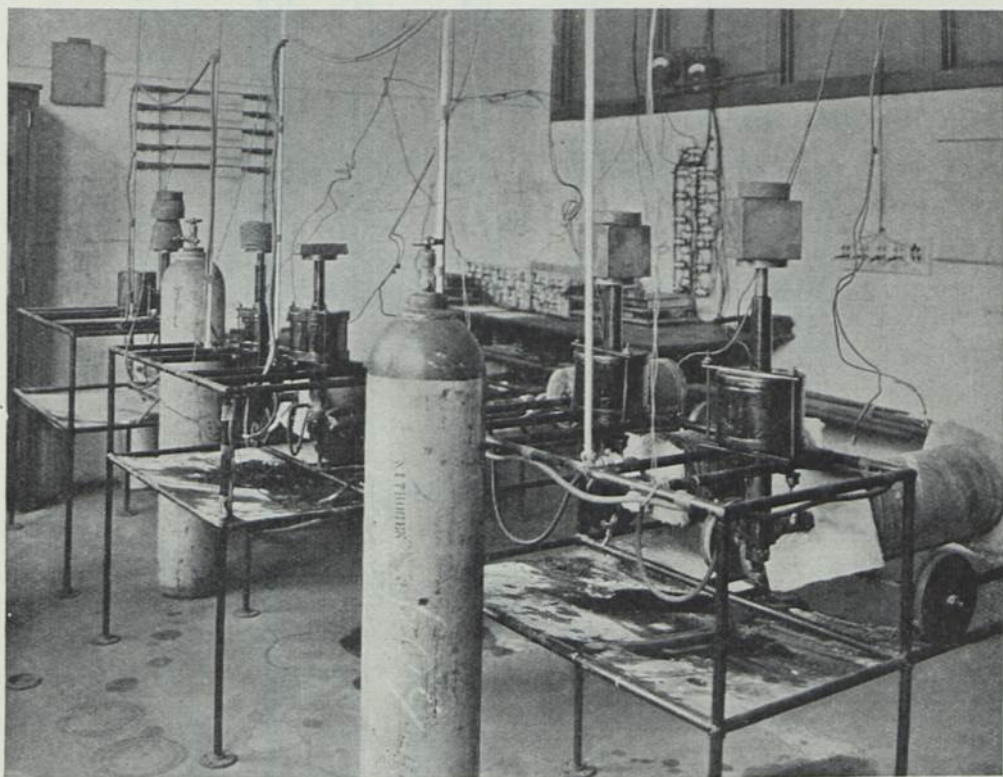


PLATE 4

for a half hour. The load was then applied in increments, the size of which depended upon the temperature of the test and the composition of the metal. Dial readings were taken after each addition of load. The strain was obtained from the average of the two dial readings. The stress was then plotted against the strain and the proportional limit determined as the stress at which the strain ceased to be proportional to the stress.

TEST PROCEDURE FOR EXPANSION TESTS

The set up used for the expansion tests is shown in Plates 4 and 5. It consists of a pressure accumulator, a valve arrangement, the test specimen, a seamless tube 30

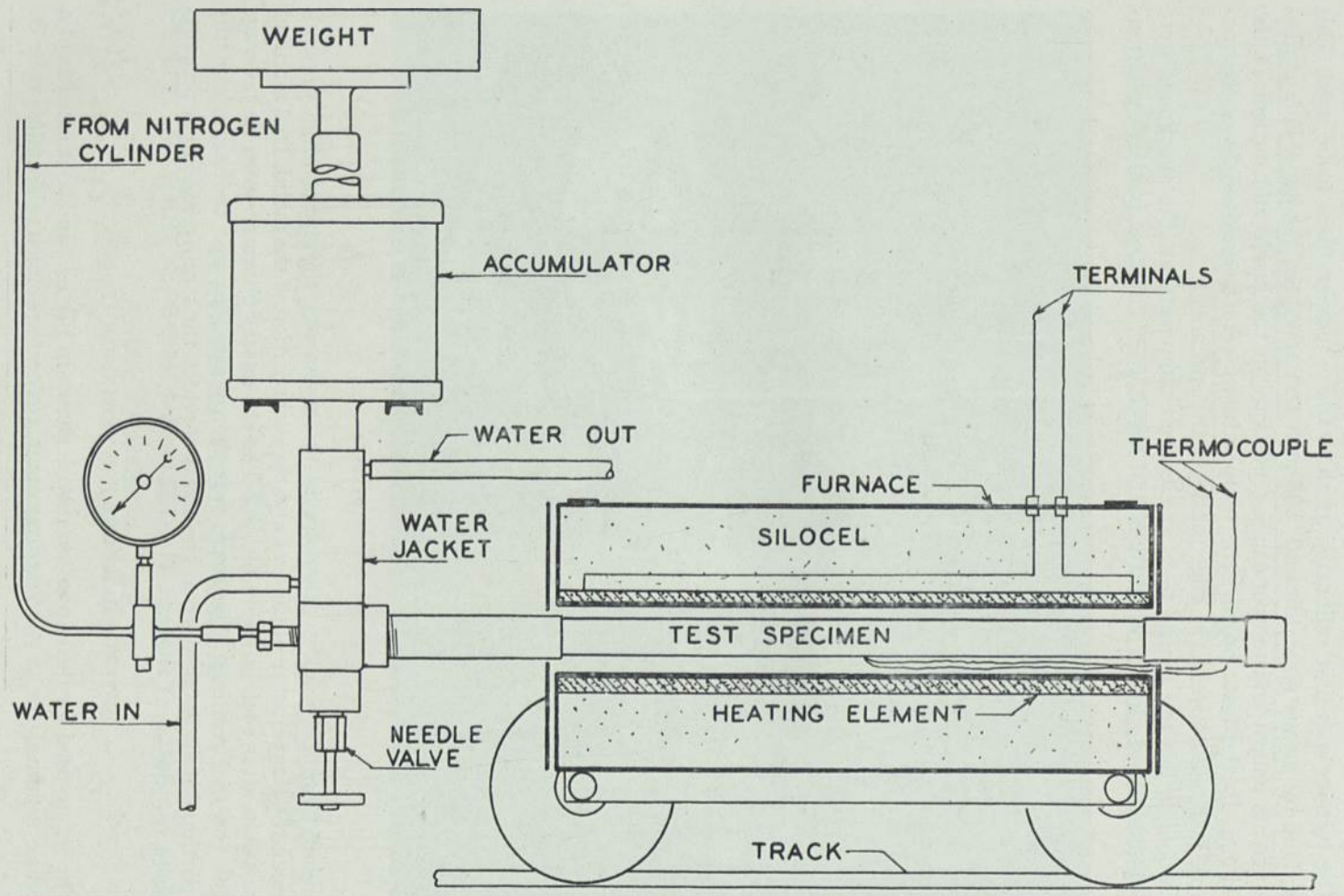


PLATE 5. ARRANGEMENT OF EXPANSION TEST UNIT.

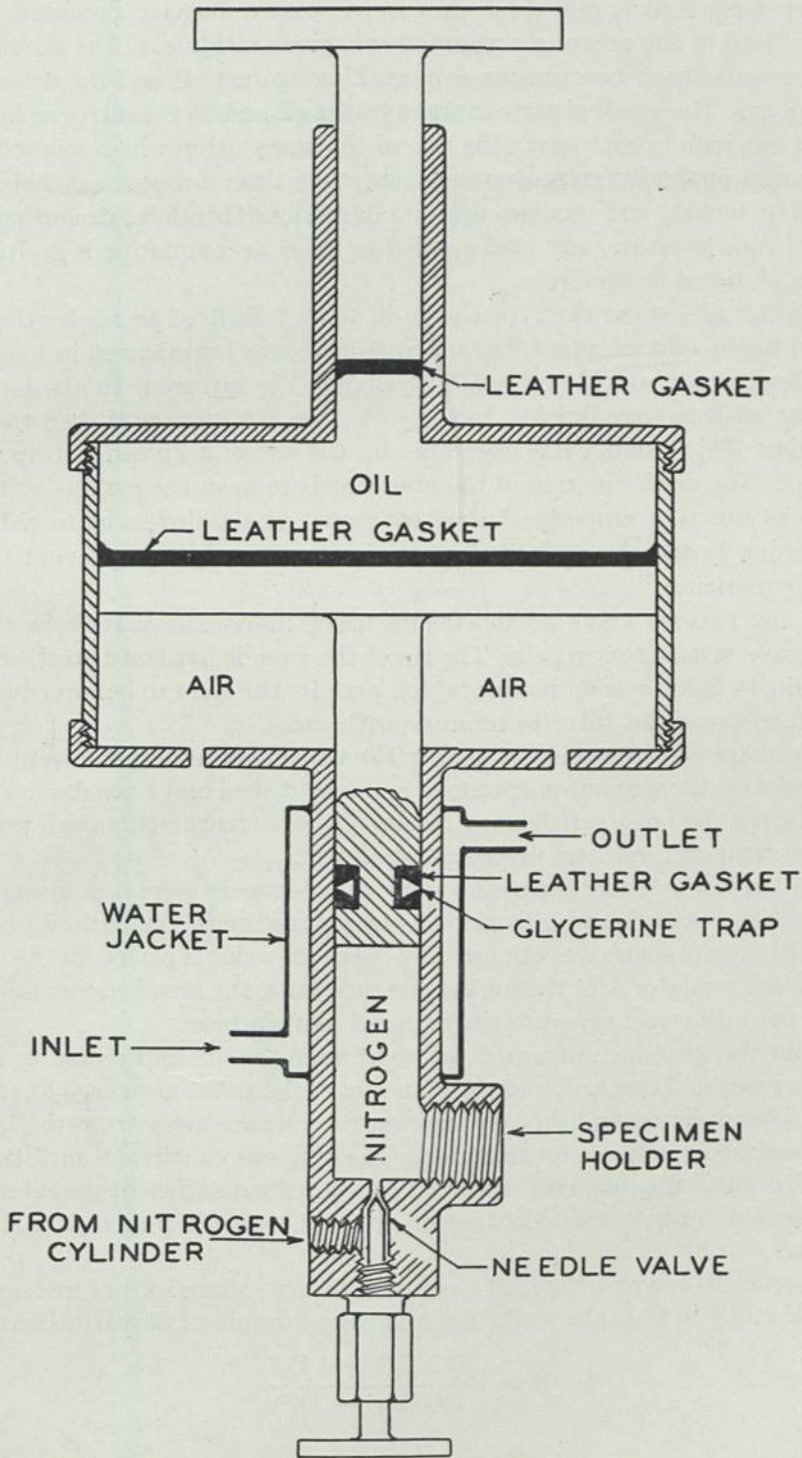


PLATE 6. ACCUMULATOR USED IN EXPANSION TEST UNIT

inches long, and a movable, electrically heated furnace mounted on a track.

A sketch of the pressure accumulator is given in Plate 6. The accumulator consists essentially of two pistons, one working against oil and the other against nitrogen gas. The small pistons exposed to the oil and to the nitrogen have a diameter of one inch in each case. The size of the large piston which worked against the oil varied in the different accumulators used, three being six inches in diameter, one four inches, and one two and a half inches. Therefore, according to Pascal's law of fluid pressure, any load applied to these accumulators is multiplied 36, 16 and 6.25 times respectively.

Leather gaskets of the type shown in Plate 6 sufficed to render the pistons exposed to the oil leak proof, but much trouble was experienced in making the pistons leak proof which were working against the nitrogen. In the latter case the leather gaskets were quickly hardened by the hot gases and then they ceased to function. This trouble was overcome by the use of a glycerine trap as shown in Plate 6. The main function of the glycerine is to keep the gaskets soft and permit them to function properly. The water jacket was added so as to reduce thermal expansion in the accumulator to a minimum, as well as to prevent the glycerine from vaporizing.

Of the various valve arrangements tried, the needle valve was the only one that gave satisfactory results. The tip of the stem is hardened steel, while the seat is ordinary steel; a combination which permits the stem to be forced into the seat, and thus cause the valve to improve with use.

The shape of the specimens used in the expansion tests is shown in Plate 3. The cap used on the expansion specimen is made of steel and brazed on. This arrangement gave the most satisfactory results. Other arrangements tried proved useless at the temperatures and pressures employed.

For the low pressure expansion tests, the specimens were first brought to the required temperature and nitrogen was introduced until the desired pressures were secured. The pressure was obtained by means of weights placed on the upper piston of the accumulator. For the higher pressure tests, the nitrogen was first added and then the tubes were raised to the required temperatures.

After the specimens attained the right temperature and pressure, the temperatures were held constant and the diameter of the tubes measured at regular intervals. This was accomplished by moving the furnace away from the heating position and using calipers on the tubes. The run was continued until the tube ruptured, or until the diameter remained constant for a sufficient period of time to indicate that rupture would not occur, at least within a period of a few thousand hours.

In order to convert the load from pounds per square inch of interior surface to tensile stress in the tube walls, the following formula of Clavarino was used:

$$f = P \frac{(13 D_1^2 + 4 D_2^2)}{10 (D_1^2 - D_2^2)}$$

in which

f = tensile stress in tube wall,
 P = lb. per sq. in. of interior surface,
 D_1 = outside diameter, and
 D_2 = inside diameter.

This formula not only serves to make the above indicated conversion but also takes into account the stresses due to the end pressures.

RESULTS OF TESTS

SHORT TIME TENSILE TESTS

The results obtained from the short-time tensile tests are given in Table 2 and in Figure 1. The resultant fractures are shown in Plates 7 and 8.

TABLE 2. *Short-Time Tensile Tests on Carbon Steels at Elevated Temperatures*

Standard .505-inch specimens as shown in Plate 3. (Bar Stock 0.37% Carbon)

Temperature		Proportional limit, lb. per sq. in.	Tensile strength, lb. per sq. in.	Elongation, in 2 in. %	Reduction of area, %.
deg. fahr.	deg. cent.				
70	21	50,000	93,150	29.5	55.2
750	399	15,625	86,350	27.0	62.8
900	482	12,250	63,450	24.5	69.5
1000	538	10,500	55,650	25.5	75.3
1100	593	5,000	41,000	30.5	85.7
1250	677	4,500	23,050	26.0	88.5

Tubular specimens as shown in Plate 3
(Tube Stock 0.38% Carbon)

Temperature.		Proportional limit, lb. per sq. in.	Tensile strength, lb. per sq. in.	Elongation, in 2 in. %	Reduction of ¹⁾ area, %.
deg. fahr.	deg. cent.				
70	21	48,165	80,974	19.0	
750	399	13,750	75,000	18.0	
900	482	10,000	53,000	23.0	
1000	538	7,875	40,825	24.2	
1100	593	4,500	32,750	27.0	
1250	677	3,500	20,325	30.0	

¹⁾ Owing to shape to specimens, reduction of area values were not taken.
Bar stock normalized; tube stock used in „as received“ condition.

0.37 CARBON STEEL SPECIMENS TESTED AT INDICATED TEMPERATURES.

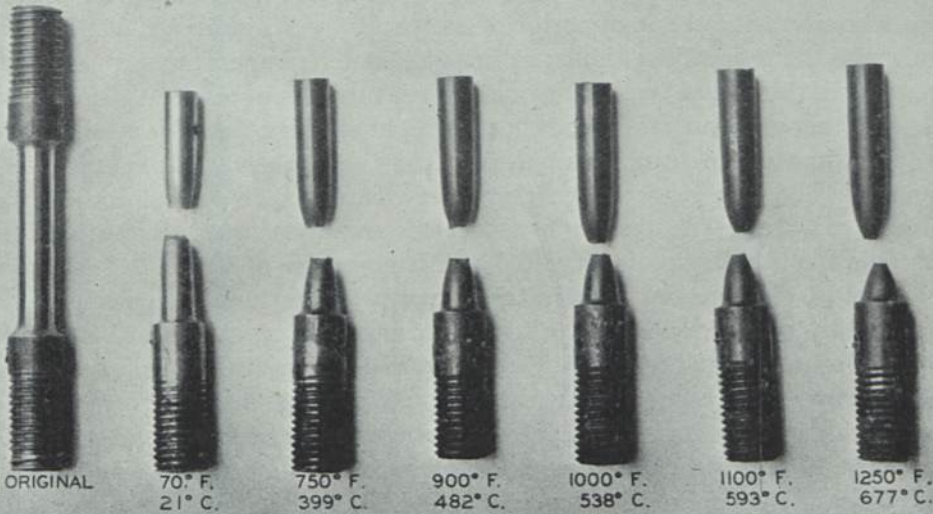


PLATE 7

0.38 CARBON STEEL TUBULAR SPECIMENS TESTED AT INDICATED TEMPERATURES

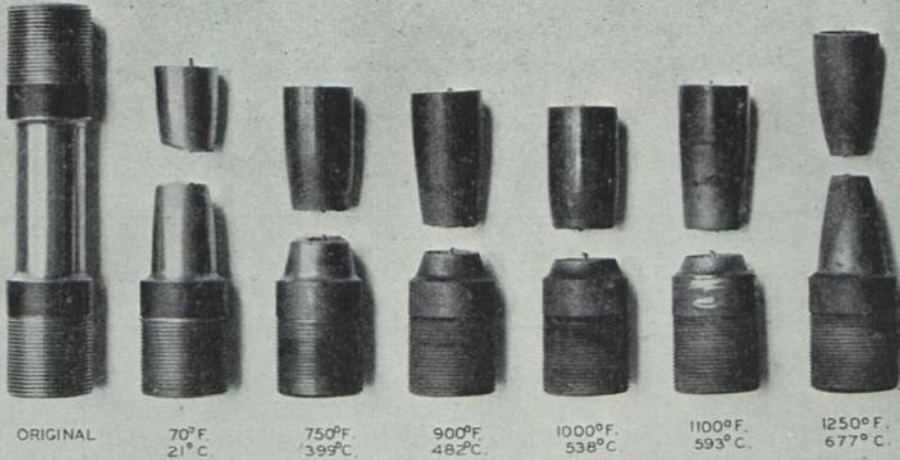


PLATE 8

The data is believed to be self-explanatory. It is in general agreement with most of the data derived from similar work done by recent careful investigators.

The tests were made on both bar and tubular stock in order to ascertain the variation in the values obtained by the two types of test specimens. One of the persons who discussed the manuscript of the paper by White and Clark (28) which dealt with the properties of boiler tubing at elevated temperatures, questioned the accuracy of short-time tensile-test data when tube stock was used. These particular tests, therefore, are of value in throwing light on this point. The steels used were of approximately the same composition. The bar stock was normalized before it was used. The tube stock was given no pre-treatment. It was used in the "as received" condition. The absence of a previous treatment may account for the low values in the tubular specimen tested at a temperature of 70° F. (21° C.). In all of the tests at the elevated temperatures, however, the tubular specimen did not show as high proportional-limit or tensile-strength values as did the bar stock specimens. In both sets of tests considerable consistency prevailed. It is not believed, therefore, that the short-time tensile tests at elevated temperatures on tubular stock made in the manner described can be viewed as inaccurate. As a matter of fact, the author is inclined to accept the proportional-limit findings on the tubular sections as being more reliable than similar findings on the bar stock. They are consistently lower and because of the thin walls, less difficulty was encountered in heating the tube stock uniformly than was the case with the bar stock.

EXPANSION TESTS

The expansion tests on the 0.38 percent carbon steel were made at temperatures of 1250° F. (677° C.), 1100° F. (593° C.) and 1000° F. (538° C.). The tests are not complete. Further tests are contemplated at 1000° F. (538° C.), 1100° F. (593° C.), and possibly one or more additional ones at 1250° F. (677° C.).

The data for the temperatures above mentioned are given in Tables 3, 4, 5, and in Figures 2, 3, and 4.

TABLE 3. *Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1250° F. (677° C.)*

Specimen No.	Tensile strength lb. per sq. in.	Diameter of tube inches.		Total Expansion; inches.	Time for expansion hours.	Final condition of tube.
		Initial.	Final.			
1	4000	1.095	1.250	0.155	36.0	Ruptured
2	3270	1.095	1.250	0.155	405.0	"
3	2500	1.095	1.250	0.155	1090.0	"
4 ¹⁾	1250	1.095	1.170	0.075	2238.0	Not "

¹⁾ Test still in progress.

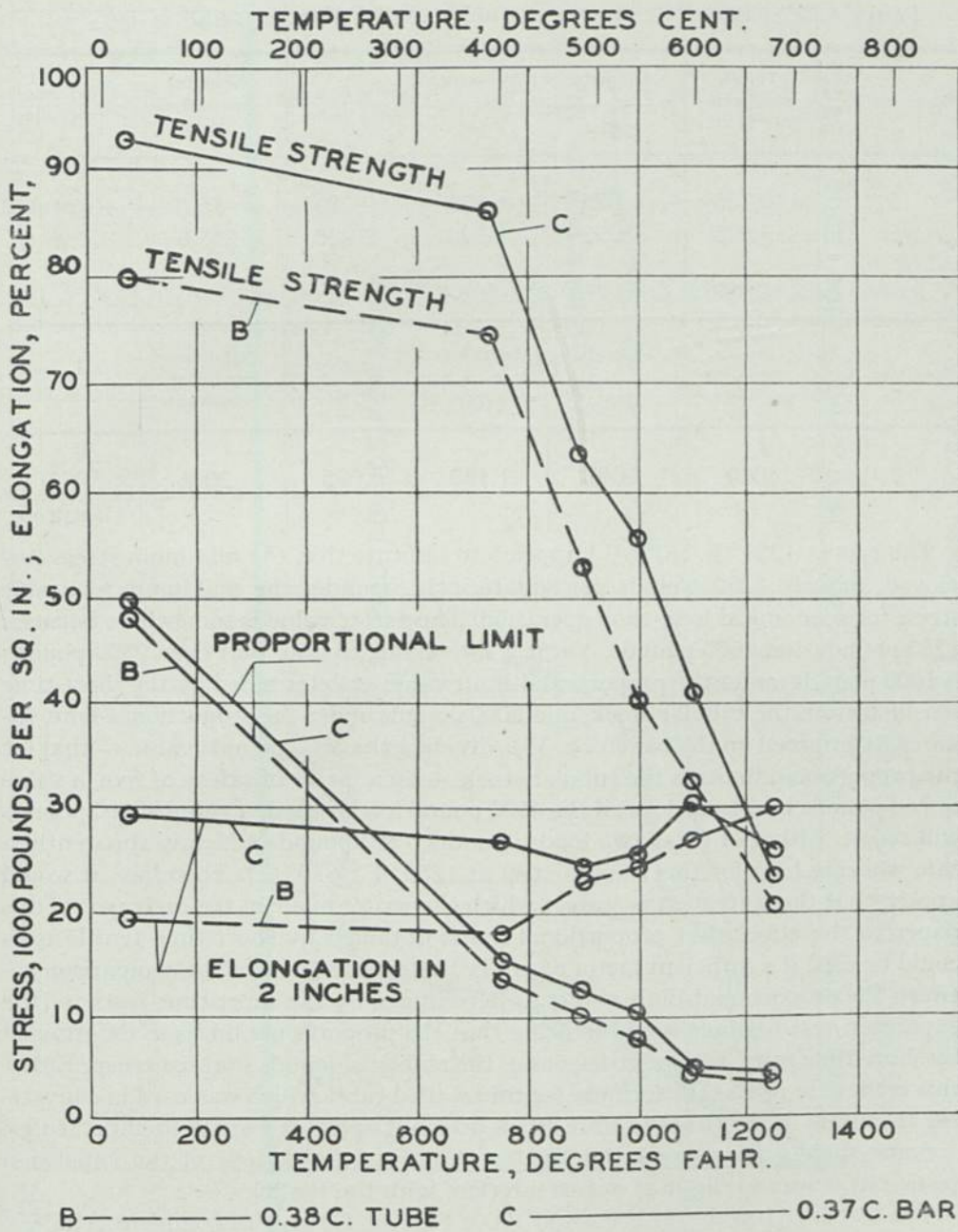


FIG.1 PROPERTIES OF CARBON STEELS AT ELEVATED TEMPERATURES AS DETERMINED BY SHORT TIME TENSILE TESTS.

TABLE 4. *Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1100° F. (593° C.)*

Specimen No.	Tensile stress, lb. per sq. in.	Diameter of tube inches		Total Expansion, inches.	Time for expansion hours	Final condition of tube.
		Initial.	Final.			
5	10,735	1.095	1.375	0.280	15.0	Ruptured
6	7,625	1.095	1.300	0.205	245.0	"

TABLE 5. *Expansion Tests on 0.38 Carbon Steel Tubing at 1000° F. (538° C.)*

Specimen No.	Tensile stress, lb. per sq. in.	Diameter of tube inches.		Total Expansion, inches.	Time for expansion hours.	Final condition of tube.
		Initial.	Final.			
7 ¹⁾	6000	1.095	1.180	0.095	2016	Not ruptured

The test at 1250° F. (677° C.) appears to indicate that the minimum stress employed, namely 1250 pounds per square inch, is under the maximum allowable stress for economical long-time operation. This latter value is somewhere between 1250 pounds and 2500 pounds. Yet it is interesting to note that even 2500 pounds is 1000 pounds under the proportional-limit value as determined by the short-time tensile test on the tubular stock, and 2000 pounds under the proportional-limit value as determined on the bar stock. Yet, dividing the 3500 pounds value — that for the proportional limit on the tubular stock — by a factor of safety of five, a value of 700 pounds is obtained; or, if the 4500 pound load is used, a value of 900 pounds will result. Either of these two loads is under 1250 pounds which is apparently a safe working load for this class of steel at 1250° F. (677° C.). Therefore, it would appear that the statement is correct which the writer made in the early part of this paper to the effect that proportional limits obtained by short-time tensile tests could be used if a sufficient factor of safety was employed. Yet, the comparison between the proportional-limit values as determined by the short-time tests and the expansion-test findings would indicate that the proportional limits as determined by short-time tests, are not criterions of the ability of metals to resist creep. Either this is the case or else the formula for thin walled tubes which was used in converting the stress in the tubes to fibre stress does not apply at elevated temperatures.

Some slight surface oxidation did occur during the periods of the expansion tests, but it was so slight as not to interfere with the findings.

The tests at 1100° F. (593° C.) and 1000° F. (538° C.) are not complete. At 1100° F. (593° C.) loads in excess of the known proportional-limit value were used as it is ultimately hoped to get four or five points for every temperature employed so that the results may be reduced to a mathematical basis.

¹⁾ Still expanding. Will probably fail.

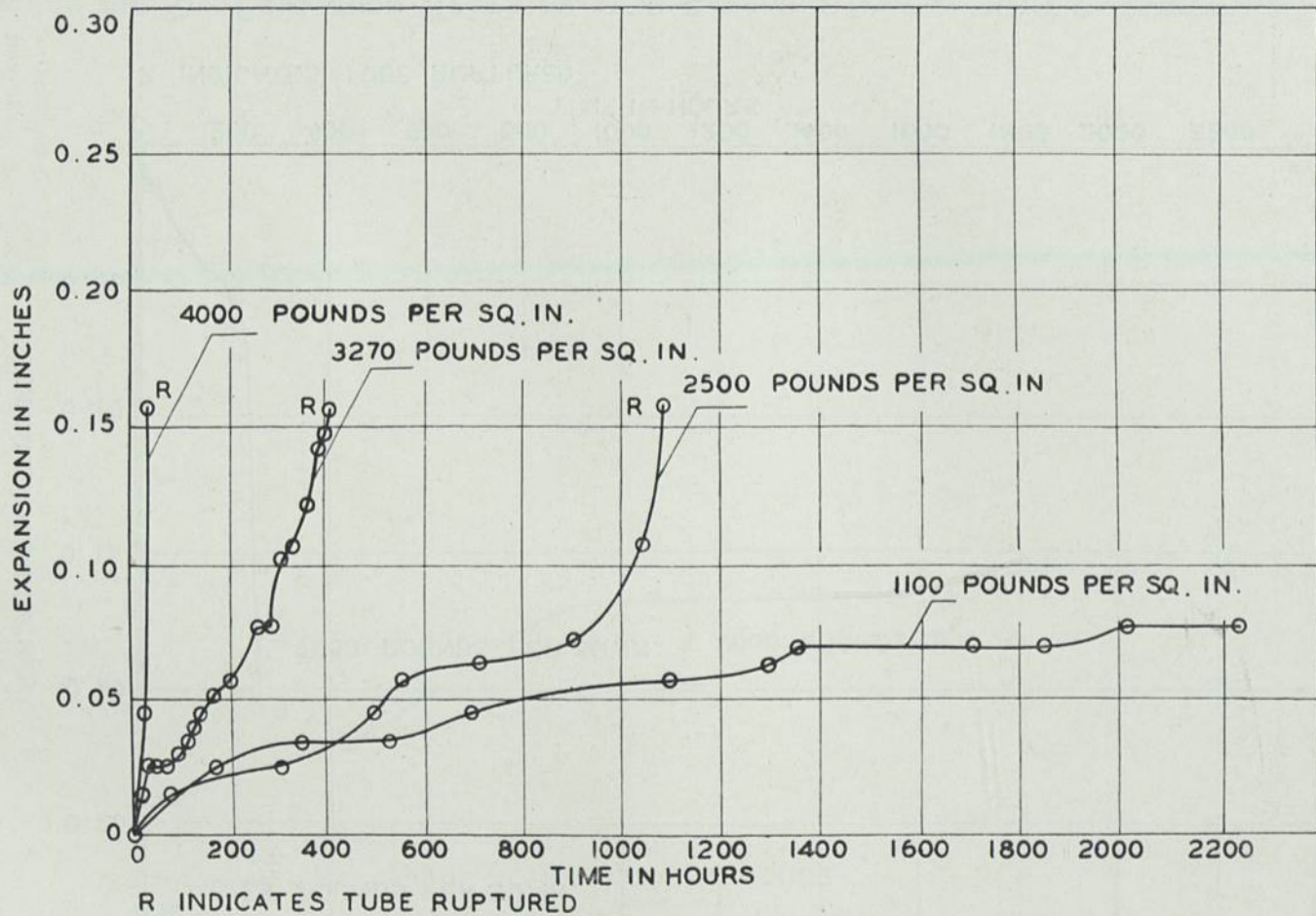


FIG. 2 EXPANSION TESTS ON 0.38 CARBON STEEL AT 1250°F (677°C)

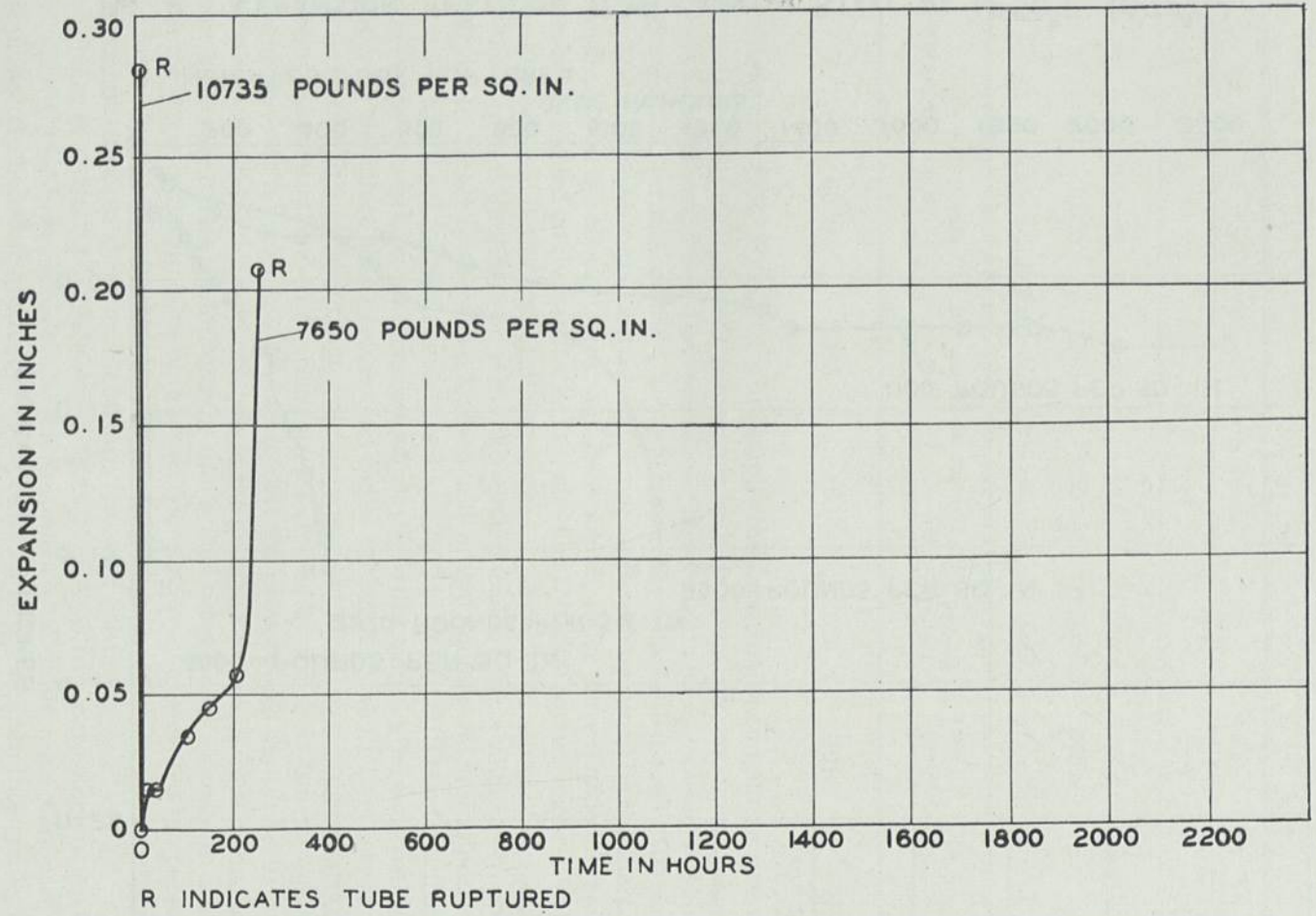


FIG. 3 EXPANSION TESTS ON 0.38 CARBON STEEL AT 1100° F (593° C.)

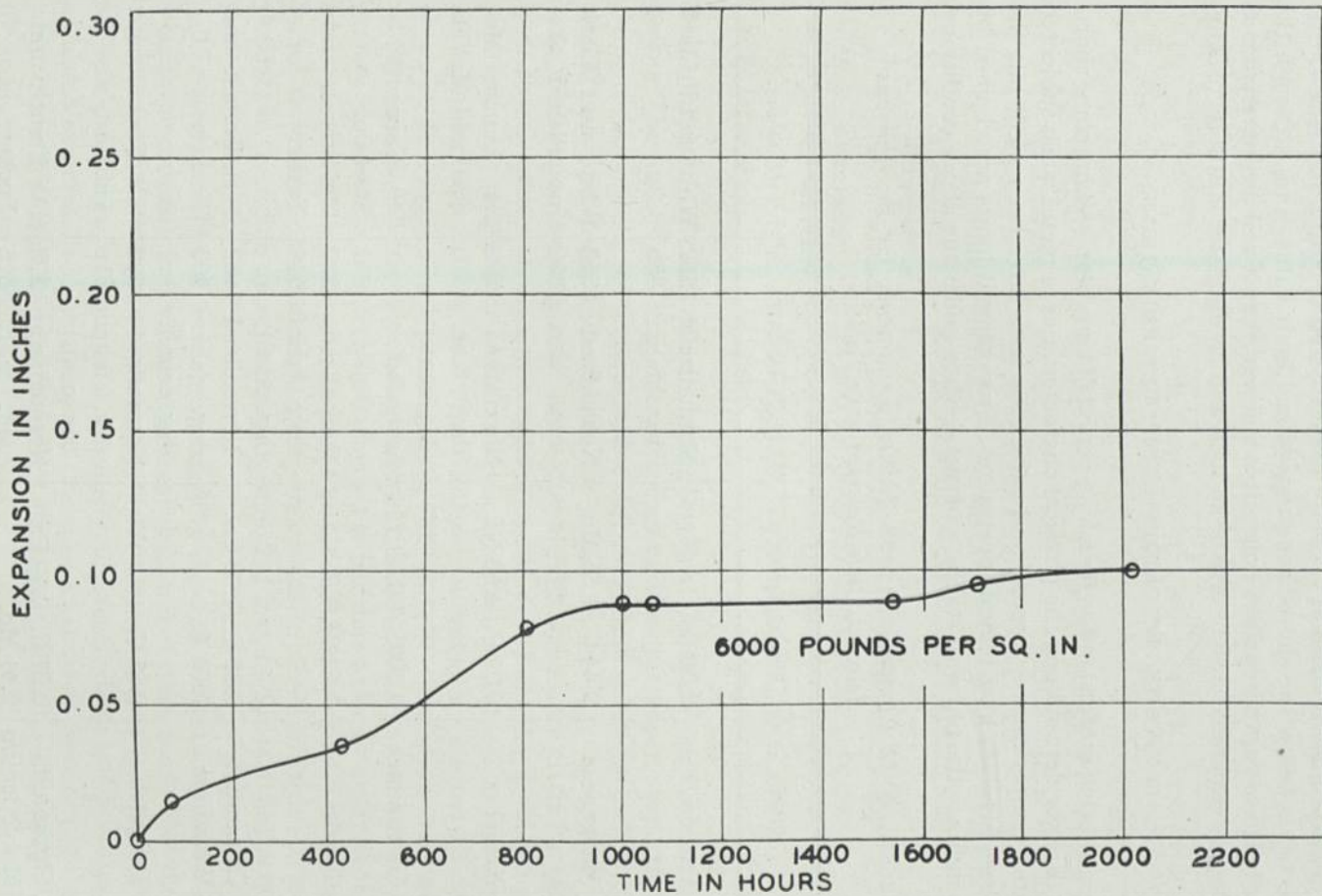


FIG 4 EXPANSION TESTS ON 0.38 CARBON STEEL AT 1000° F. (538° C.)

Only one test has been run at 1000° F. (538° C.) and it is still in progress. The load selected is below the short-time proportional limit value, and, although the tube has failed to rupture in 2016 hours, it is believed that it will ultimately fail as it has already expanded nearly 0.10 of an inch and its diameter is still increasing.

COMPOSITE PROPORTIONAL LIMIT DETERMINATIONS

The engineering profession has for a long period of time been seeking some short-time method for determining the physical characteristics of metal when subjected to elevated temperatures. "Creep" and expansion tests have been used, but the use of these involves long tedious operations. Proportional limits are claimed by some to indicate the physical stability of metal when under the above conditions.

TABLE 6. *Type Composition and Initial Treatments for the Various Selected Steels Referred to in Table 7*

Symbol	Class	Type composition	Treatment	Source.
B	Carbon	0.38 C.	Normalized 1562 deg. fahr. (850 deg. cent.)	White and Clark
G	Manganese	0.44 C., 1.55 Mn.	Normalized 1562 deg. fahr. (850 deg. cent.)	White and Clark Unpublished re- sults
N	Nickel	0.09 C., 4.60 Ni.	Normalized 1500 deg. fahr. (816 deg. cent.)	(24) Lynch. Mo- chel. and McVet- ty
T	Chromium	0.30 C., 20.0 Cr.	Annealed	(29) Carpenter Steel Co.
U	Cobalt	0.62 C., 4.96 Co.	Normalized 1200 deg. fahr. (649 deg. cent.)	(11) French and Tucker
V	Chromium- Vanadium	0.38 C., 1.98 Cr., 0.18 V.	Normalized 1652 deg. fahr. (900 deg. cent.)	(11) French and Tucker
W	Tungsten	0.95 C., 1.17 W.	Normalized 1500 deg. fahr. (816 deg. cent.)	(11) French and Tucker
X	Chromium- Molybdenum	0.27 C., 0.99 Cr., 0.41 Mo.	Normalized 1500 deg. fahr. (816 deg. cent.)	(11) French and Tucker
Z	Silicon	2.00 Si.		(13) Eyer mann

TABLE 7. *Composite Proportional Limit Values of Various Selected Steels at Elevated Temperatures*

Temperature		Proportional Limit, lb. per sq. in							
		70° F. 21° C.	200° F. 93° C.	400° F. 204° C.	600° F. 316° C.	800° F. 427° C.	1000° F. 538° C.	1200° F. 649° C.	1400° F. 760° C.
B	Carbon	50,000				14,500	10,500	4,500	
G	Manganese	67,500				29,000	18,125	8,000	3,900
N	Nickel	35,000	40,000	32,000	17,000	11,500			
T	Chromium	50,000		40,000		30,000	24,000	18,000	6,000
U	Cobalt	67,200	62,400	51,000	38,000	27,500	20,500		
V	Chromium- Vanadium	50,000	47,500	53,000	41,500	34,800	32,500		
W	Tungsten	51,800	52,700	31,500	26,000	26,000	14,000		
X	Chromium- Molybdenum	34,500	34,000	33,000	40,500	32,000	23,500		
Z	Silicon	33,500				26,700	18,000	4,500	1,800

Though this view is still debatable, proportional limits are our best available criterion. The author has, therefore, incorporated in this paper proportional-limit data on various selected steels when at elevated temperatures, which information should prove pertinent and valuable.

In Figures 5 and 6 composite proportional-limit values are given for various selected steels at elevated temperatures. General data including type composition, pre-treatment, and source of information are given in Table 6, and proportional-limit data in Table 7. In figure 5 proportional-limit values are plotted against temperatures. In Figure 6, the percent of the 750° F. (399° C.) proportional-limit value which remains at various increased temperatures is plotted against these temperatures. By plotting the percent changes it is felt that a clearer analysis of the respective merits of the various steels might be reached because such a procedure eliminates to a degree, the influence of pre-treatment. In a measure this is true though the data in the figure must be carefully analyzed in order to avoid faulty or erroneous conclusions.

The steels considered were most carefully selected. Only those were chosen on which proportional-limit values were available, and of these steels only those were selected for these tables and figures in which the proportional-limit values were relatively consistent with one another. Also only steels which had been previously annealed or normalized were chosen. Chrome-nickel steels were not included because the data available in the literature did not appear to be in line with the data for steels possessing similar characteristics.

Proportional limit values read from curves at many of the temperatures given above.

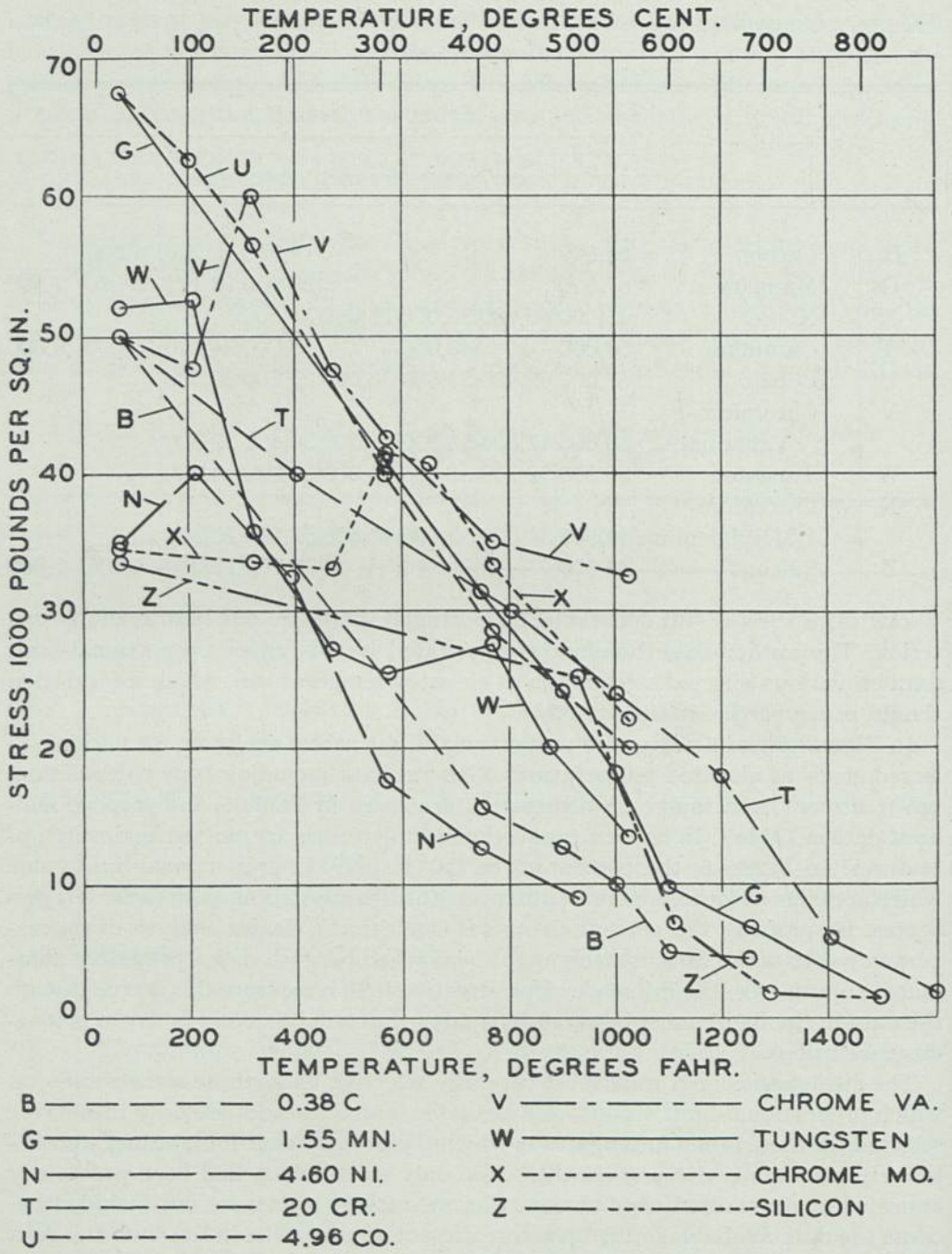


FIG 5. COMPOSITE PROPORTIONAL LIMIT VALUES OF VARIOUS SELECTED STEELS AT ELEVATED TEMPERATURES.

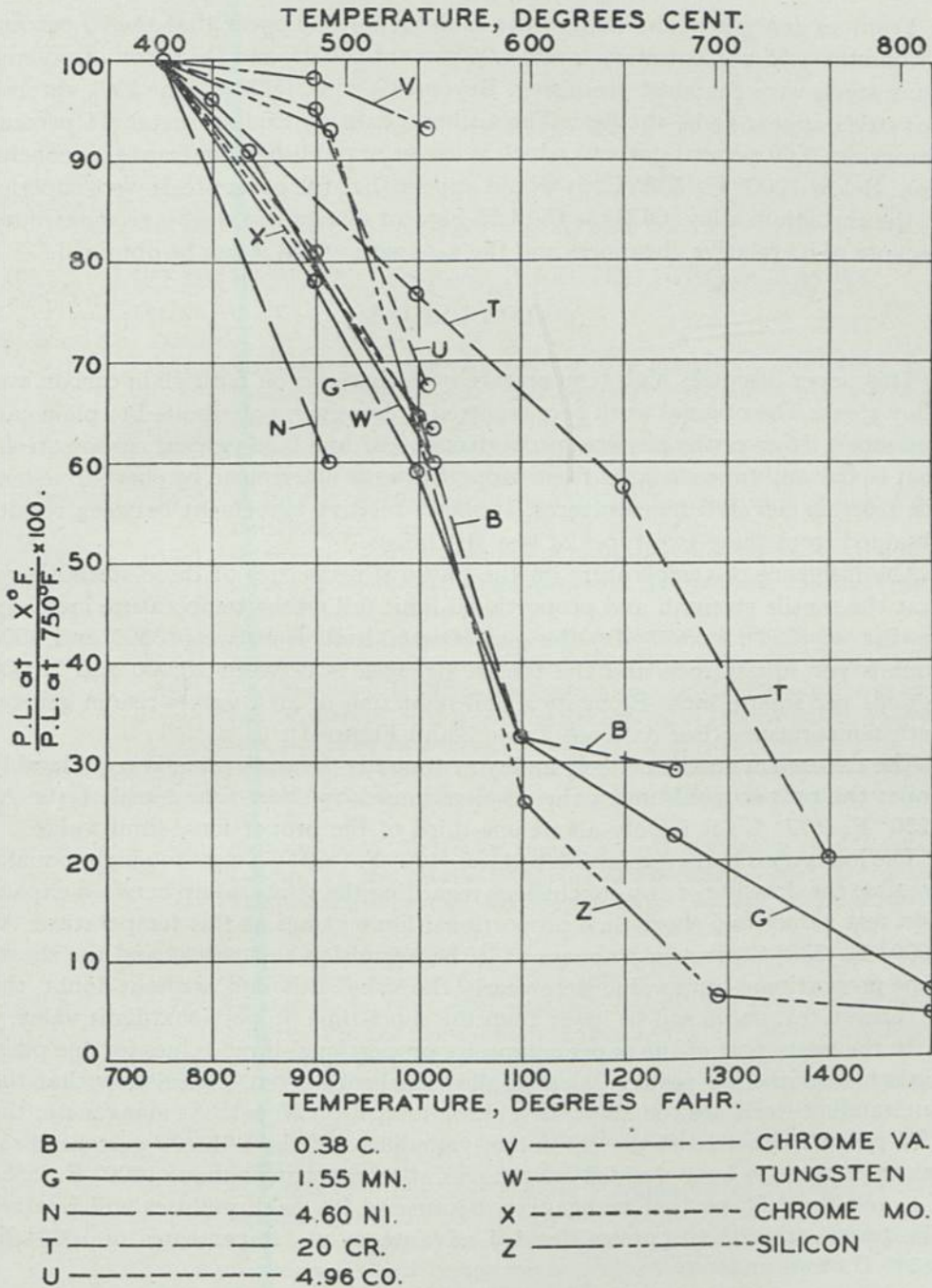


FIG. 6 PERCENT DECREASE IN VALUES OF VARIOUS SELECTED STEELS AT ELEVATED TEMPERATURES ON BASIS OF 750°F (399°C) FINDINGS.

From an analysis of the data in the tables it would appear that the 20 percent chromium, 1.55 percent manganese, 4.96 percent cobalt, and the chromium-vanadium steels were the most promising. Beyond 1000° F. (538° C.) the 20% chromium steels appear to be the best. The author's data on Enduro metal (16 percent chromium 0.09 percent carbon) which is as yet unpublished confirms this conclusion. Below 1000° F. (538° C.) it would appear that the other steels were superior to the chromium alloy. Of these the 1.55 percent manganese steel is recommended because of its relative cheapness and the ease with which it can be obtained.

CONCLUSIONS

This paper discusses high temperature investigations on both plain carbon and alloy steels. The original work here reported is, however, only limited to plain carbon steels. It gives the physical properties of 0.37 and 0.38 percent carbon steels, that is, bar and tube stock, as these properties were determined by short-time tensile tests at elevated temperatures. It shows relative agreement between results obtained from these two types of test specimens.

The influence of temperature on the physical properties of these steels shows that the tensile strength and proportional limit fall as the temperature increases so that at 1250° F. (677° C.) the proportional limit is between 3500 and 4500 pounds per square inch and the tensile strength is between 20,000 and 23,000 pounds per square inch. Elongation and reduction of area values rise in general with temperature. (For data see Table 2 and Figure 1).

The expansion on these steels indicates that the "creep" value is considerably under the proportional-limit value as determined by short-time tensile tests. At 1250° F. (677° C.) it is only about one-third of the proportional-limit value.

The loads used in the expansion tests at 1100° F. (593° C.) were too high to make possible the drawing of any conclusions regarding the relationship between expansion test values and short-time proportional limit values at this temperature. At 1000° F. (538° C.) it would appear as if the expansion-test values and the short-time proportional-limit value were nearly the same, although, without doubt, the expansion test value will be lower than the short-time proportional-limit value.

In the latter part of the paper composite proportional-limit values for one plain carbon steel and for various selected alloy steels are given. These show that the outstanding steels are the 20 percent chromium, the 1.55 percent manganese, the 4.96 percent cobalt, and the chromium-vanadium. Of these the 20 percent chromium appears to have decided advantages at temperatures above 1000° F. (538° C.), and the 1.55 percent manganese, because of its good qualities and relative cheapness, appears to possess decided advantages at temperatures of 1000° F. (538° D.) and under.

LIST OF REFERENCES AND SELECTED BIBLIOGRAPHY

- | Reference No. | Year | |
|---------------|------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| (1) | 1913 | ROSENHAIN, W. and HUMFREY, J., The Tenacity, Deformation, and Fracture of Soft Steel at High Temperatures, <i>Journal Iron and Steel Inst.</i> Vol. LXXXVII Part. I, p. 219. |
| (2) | 1914 | GUILLET, M. LEON, Alloys Having Remarkable Properties at Elevated and Low Temperatures, <i>Revue de Metallurgie</i> , Sept., p. 969. |
| (3) | 1920 | McNIFF, G. P., Strength of Steel at High Temperatures, <i>Chemical and Metallurgical Engineering</i> , Vol. 22, No. 14, p. 660. |
| (4) | 1921 | DUPUY, E. L., An Experimental Investigation of the Mechanical Properties of Steels at High Temperatures, <i>Journal Iron and Steel Inst.</i> , Vol. CIV, Part. II, p. 91. |
| (5) | 1921 | FRENCH, H. J., Tensile Properties of Some Structural Steels at High Temperatures, Technologic Paper, no. 205, U. S. Bureau of Standards. |
| (6) | 1922 | DICKENSON, J. H. S., Some Experiments on the Flow of Steels at a Low Red Heat, with a note on the Scaling of Heated Steels, <i>Journal Iron and Steel Institute</i> , Vol. CVI, no. 2, p. 103. |
| (7) | 1922 | French, H. J., Tensile Properties of Boiler Plate at Elevated Temperatures, <i>Trans. Am. Inst. Mining and Metallurgical Engineers</i> , Vol. LXVII, p. 87. |
| (8) | 1922 | FRENCH, H. J., Effect of Temperature, Deformation, and Rate of Loading on the Tensile Properties of Low-Carbon Steel Below the Thermal Critical Range, Technologic Paper, no. 219, U. S. Bureau of Standards. |
| (9) | 1922 | LEA, F. C., The Effect of Temperature on Some of the Properties of Metals, <i>Engineering</i> , Vol. 113, p. 829. |
| (10) | 1922 | ORROK, G. A., The Commercial Economy of High Pressure and High Superheat in the Central Station, <i>Trans. Am. Soc. Mechanical Engineers</i> , Vol. 44, p. 1119. |
| (11) | 1923 | FRENCH, H. J., and TUCKER, W. A., The Strength of Steels at High Temperatures, <i>The Iron Age</i> , Vol. 112, no. 4, p. 193. |
| (12) | 1923 | LEA, F. C., Tensile Tests of Materials at High Temperatures, <i>The Engineer</i> , Feb. 16, Vol. 135, p. 182. |
| (13) | 1924 | EYERMANN, P., Steels at Highest Working Temperatures, <i>The Iron Age</i> , Vol. 114, no. 20, p. 1270. |
| (14) | 1924 | FAHRENWALD, F. A., Some Principles Underlying the Successful Use of Metals at High Temperatures, <i>Proceedings Am. Soc. for Testing Materials</i> , Vol. 24, Part. 2, p. 310. |
| (15) | 1924 | SPRING, L. W., Industrial Applications of Metals at Various Temperatures, <i>Proceedings Am. Soc. for Testing Materials</i> , Vol. 24, Part. 2 p. 11. |

- Reference No. Year
- (16) 1924 MALCOLM, V. T., Methods of Testing at Various Temperatures and Their Limitations, Proceedings Am. Soc. for Testing Materials, Vol. 24, Part 2, p. 15.
- (17) 1924 FRENCH, H. J., and TUCKER, W. A., Available Data on the Properties of Iron and Steel at Various Temperatures, Proceedings Am. Soc. for Testing Materials, Vol. 24, Part 11, p. 56.
- (18) 1924 UPTHEGROVE, C. and WHITE, A. E., Available Data on the Properties of Non-Ferrous Metals and Alloys at Various Temperatures, Proceedings Am. Soc. for Testing Materials, Vol. 24, Part 2, p. 88.
- (19) 1924 MALCOLM, V. T., The Physical Properties of Metals at Elevated Temperatures, Transactions Am. Soc. for Steel Treating, Vol. 5, p. 257.
- (20) 1924 TROENDLY, H. P., and PICKWELL, G. V., A New Theory of Overstrain and Strength of Materials, Transactions Am. Soc. for Steel Treating, Vol. 6, p. 145.
- (21) 1924 WHITE, A. E., Report on Properties of Metals at High Temperatures, Serial Report of Prime Movers Committee on Higher Steam Pressures and Temperatures, June, p. 15.
- (22) 1925 FRENCH, H. J., and TUCKER, W. A., Flow in a Low Carbon Steel at Various Temperatures, Technologic Paper, No. 296, U. S. Bureau of Standards.
- (23) 1925 Institute of Mechanical Engineers, Manchester Meeting, Engineering, Vol. 119, p. 10.
- (24) 1925 LYNCH, T. D., MOCHEL, N. L., and McVETTY, P. G., The Tensile Properties of Metals at High Temperatures, Proceedings Am. Soc. for Testing Materials, Vol. 25, Part II, p. 5.
- (25) 1925 MALCOLM, V. T., Metallurgical Developments in the Valve and Fitting Industry, Mechanical Engineering, Vol. 47, p. 1141.
- (26) 1925 TAPSELL, H. J., and BRADLEY, J., Mechanical Tests at High Temperatures on a Non-Ferrous Alloy of Nickel and Chromium Engineering, Vol. 120, p. 614.
- (27) 1926 FRENCH, H. J., Methods of Test in Relation to Flow in Steels at Various Temperatures, Proceedings Am. Soc. for Testing Materials, Vol. 26, Part II, p. 7.
- (28) 1926 WHITE, A. E., and CLARK, C. L., Properties of Boiler Tubing at Elevated Temperatures Determined by Expansion Tests, Transactions Am. Soc. Mechanical Engineers, Vol. 48, p. 1075.
- (29) 1927 The Carpenter Steel Company, Stainless Steels, p. 48.
- (30) 1927 MALCOLM, V. T., and JUPPENLITZ, J., Investigation of Bolt Steels, Transactions Am. Soc. for Steel Treating, p. 177.
- (31) 1927 BAILEY, R. W., Physical Properties of Metals and the Design of Plant for High Temperature Service — Article not as yet published.
-

DURABILITY TESTS OF NICKEL CHROME RESISTOR MATERIALS

by

F. E. BASH ¹⁾ and J. W. HARSCH ²⁾ *)

The growth of the electrical industry and the development of electrical power has greatly increased the use of electrical heat and has emphasized the importance of high grade resistor alloys. A great deal of effort has been spent on the question of design and the application of resistor materials while comparatively little study has been made on the characteristics of the alloys themselves and methods of determining quality.

There are two factors which govern the quality and satisfactory service of heating elements. These are: (1) the materials from which they are made and (2) their design. A few of the more prominent factors which influence design are mentioned later in this paper.

The materials which are used for the heating elements may be metallic or non-metallic although the great majority are metallic. The principal characteristic of the metallic materials must be that they resist oxidation at the temperature to which they are subjected in service. These materials may be grouped into three classes as follows;

a. Metals or alloys which are not subject to oxidation, as, for example, platinum. The use of such materials is practically prohibited due to their high cost.

b. Alloys which are readily oxidizable but which form a protective coating on the surface, of oxides of the constituents in the alloy. It has been found that the clean surface of nickel-chromium alloys and nickel-chromium-iron alloys will oxidize very readily when subjected to heat, but that this oxide is very adherent and is comparatively impervious to the penetration of oxygen. This therefore protects material under the outside skin from further oxidation.

c. Metals and alloys having a high melting point and which are readily oxidizable, the oxides of which do not form a protective coating but which can be used

¹⁾ Manager, Technical Dept., Electrical Alloy Division, Driver-Harris Co., Morristown, N. J. Secretary Committee B-4.

²⁾ In Charge of Furnace Engineering, Leeds & Northrup Co., Philadelphia, Pa., Chairman, Sub-Committee I on Life Tests.

*) Read at the Congress by Mr. W. H. Fulweiler.

in strong reducing atmospheres, as, for example, molybdenum and tungsten.

Of the three types of materials listed above those mentioned under *b* have proven to be the most important and they will constitute the subject matter of this paper, which covers work which is being done by a Committee of the American Society for Testing Materials on the subject of Metallic Materials for Electric Heating with special reference to durability or life of the nickel chromium resistor materials at high temperatures.

It is undoubtedly of great importance to the consumer to have as high grade a material as possible for the construction of electrical appliances and furnaces. The difficulty has been in the past that there have been very few tests which could be applied to determine the desirability of any particular grade or make of alloy without testing the completed unit as installed in the appliance, oven or furnace. Such tests are long and expensive and are greatly influenced by design and conditions of use. It is very desirable both from the standpoint of the manufacturer and the consumer that there be some scale by which to gauge quality and it is particularly desirable also that any test which is applied be capable of standardization and fair ease of application. Such a test is desirable from the standpoint of the manufacturer, as he will then be able to improve his product and determine the effect of variables in his manufacturing processes and variations in composition. He will also be able to compare new alloys with those already being produced. It is desirable from the standpoint of the consumer as he will be able to have a check on the quality of incoming material, on comparative values of competing materials, and new materials as they are introduced.

The American Society for Testing Materials having realized the need for standardized tests for quality and durability has appointed a Committee which has been working for approximately two years on the subject. This Committee has accumulated considerable data in regard to life tests. These data, however, are not yet complete enough to publish, but sufficient information has been gained to give a clear idea of the desirable and undesirable features and the effects of different variables upon the test.

Before going into a discussion of these variables the changes which occur in an electrical heating unit between the time it is put into service and its failure should be considered.

There are two general types of service in which a unit may be used: the electrical appliance which is used for short periods at intervals of a day or more and the electric furnace where the unit is under heat for periods of from an hour or more to continuous service. We will first consider the appliance.

We will assume that the wire or strip is clean and free from oxide before starting. When the current is turned on the wire becomes red hot and a coat of oxide immediately begins to form. This gradually becomes thicker as time goes on. The appliance is turned on for from 15 minutes to one hour or in the case of an iron for two or three hours. It is then shut off and allowed to cool.

As the oxide becomes thicker, due to continued use, the repeated heating and

cooling causes a variable amount of cracking and scaling depending on the quality of the alloy. Any metallic surface exposed by this scaling immediately forms a fresh coat of oxide. This will reduce the cross-section of the metal at any point where this process is repeated so that the resistance of such a point will become greater and the temperature will increase, causing a hot spot. The higher temperature will cause oxidation to proceed with greater rapidity with the resulting continued increase of resistance at this spot, so that the temperature will build up eventually to that of the melting point of the alloy and failure results. Hot spots may develop prematurely in the case of materials having surface inequalities or non-metallic inclusions or at points which have been attacked by corrosive substances.

If several hot spots have developed, total resistance of the unit is usually sufficiently increased to seriously reduce the usefulness of the appliance due to its lower wattage before ultimate failure results.

The continued heating and cooling of an appliance unit greatly shortens its life due to the scaling and cracking of the oxide during cooling. The scaling or cracking occurs on all nickel-chromium and nickel-chromium-iron alloys altho in some it is more marked than in others.

In the case of furnace units the action is similar, altho it is usually slower due to the larger sized material used, the longer periods between cooling, and the slower rates of temperature change.

VARIABLES AFFECTING A LIFE TEST

Temperature

This is probably the most important variable in a life test. The life of a wire varies widely with temperature. This is readily understandable when it is considered that the life of a wire when operated at a temperature close to the melting point will be very short while at lower temperatures it will be practically indefinite.

We have found that it is a comparatively simple matter to determine the temperature of a wire having a diameter of .020" or greater by means of an optical pyrometer of the disappearing filament type with magnifying objective lens. The desired magnification may be readily obtained by substituting for the standard objective lens another one having approximately half its focal length.

Dimensions

The size and shape of the specimen under test has a direct bearing upon the hours of life, and it is expected eventually that sufficient data will be collected to show the relation between them. The tests made by the Committee have all been on round wires having a diameter of .025" or .0285".

Mounting

Many types of mounting have been experimented with. The wire has been tested straight, in the form of a helix, mounted in air and upon refractory supports. The straight wire has been mounted horizontally, in the shape of a catenary, and vertical. In the vertical position it has been rigidly connected at both ends and also

suspended free in air with a small weight attached at the lower end. This latter method was finally adopted.

The disadvantage found in testing wire in helical form was that it is very difficult to so space the turns that every sample will be exactly like previous ones or ones mounted in other laboratories. Tests were made on straight wires in a horizontal position and it was found that there was a large temperature variation between the centre and the sides, and that the wire usually failed close to one of the binding posts due to flexure at that point as the sample changed in length with heating and cooling. The catenary mounting was also tried and this was abandoned for similar reasons.

It was found in the case of the vertical wire when it was rigidly connected at both ends that there was a certain amount of bending action on the wire due to expansion, so that it was found better to suspend the wire with the lower end free in order to get the effect of oxidation without uneven mechanical stress. The temperature variation along the length of a vertical sample has been found to be smaller than in the case of the horizontally mounted wire, and the explanation appears to be that the convection currents are greater near the top than at the bottom and for that reason the heat is carried away at a more or less uniform rate, so that the top is not appreciably hotter than the bottom as might be expected.

Atmosphere

The condition of the atmosphere surrounding the sample has been found to be of considerable importance particularly in regard to currents of air. *It is very important that the test board be set up in such a position in a room that there is no direct draught in any direction upon the samples.* It has been found that draughts may vary the life of a wire by as much as 50 %.

It is also necessary that the atmosphere be free from fumes which might attack the wire. For this reason it is desirable not to set up a test board in a chemical laboratory.

Condition of Sample

It is important that the sample under test be free from any kinks or surface imperfections as it has been observed that these practically always result in burnouts at that point.

Voltage variations

Voltage applied to the sample under test should remain as nearly constant as possible thruout the test. It is of course possible to test, for purposes of comparison, two samples at the same time even though the voltage should vary, but it is extremely difficult to reproduce tests without a constant source of E.M.F., since variations of voltage at the test temperatures used cause considerable variation in life.

TESTS PREVIOUSLY USED

There are some published data on life tests and specifications for tests on high temperature resistor materials. These are briefly summarized below.

The British Standard Specification for metallic resistance materials for electrical purposes, published by the British Engineering Standards Association, No 115—1924, specifies on pp. 5 and 6 a test for materials to be used at 700 and 1000 °C. as follows:

Class D — The material shall withstand a temperature of 700° C. maintained continuously in a furnace in which the free access of air to the sample is not prevented, for four weeks. After the conclusion of the test the resistance shall not have changed from its original value by more than plus or minus 2.5 %.

Class E — The material shall withstand a temperature of 1000° C. maintained continuously in a furnace in which the free access of air to the sample is not prevented, for four weeks. After the conclusion of the test the resistance shall not have changed from its original value by more than plus or minus 2.5 %.

The chief criticism of this test, based on our experience is that the heat is supplied from an external source which does not develop the inherent defects in the wire. The cause of failure of a resistor wire is practically always a hot spot. As previously stated, this hot spot develops at first due to either non-uniform oxidation along the length of the unit or due to a surface imperfection or non-metallic inclusion. As the hot spot develops the resistance at that particular point increases, which causes a greater evolution of heat, and as the temperature rises greater oxidation as compared with the rest of the unit, so that eventually the temperature mounts to the melting point and the unit fails. The test as specified only shows the effect of continuously applied heat as regards surface oxidation.

In a paper entitled "The Oxidation of Metals and Alloys at High Temperatures" by Yuhatiro Utida and Makoto Saito reprinted from the Science Reports of the Tohoku Imperial University, there is described an oxidation test of nickel chromium wires heated at different temperatures in an electric furnace and the increase in weight recorded with time.

As an indication of quality or service of wire in an appliance this test has the same failing as the British Engineering Standards Association test described above.

In addition to the published tests described above, there are innumerable so-called "quality tests" which have been made by manufacturers and consumers, a few of which are described below.

A chemical analysis specification is common and is necessary to outline the class of alloy which it is desired to purchase. Beyond that it is apparently valueless as an indication of life in service. We have encountered numbers of instances where two or more alloys would have the same analysis within reasonable limits and we would find the life to vary greatly. The chemical constituents which reduce the life of a heating element are either present in such small quantities that they are not detected or they are not analyzed for in a standard analysis. We have particularly in mind oxygen or dissolved oxides.

A second test which is commonly made is to connect in series two or more wires of approximately the same size in an electrical circuit and to vary the cur-

rent thru them until one of them fails. This test may require from a few seconds to a few minutes. This is obviously a very unfair test as a slight difference in size or temperature coefficient of the wires may cause the burnout of the superior wire.

A third test is to take two or more competing wires, form them into helices, heat them for a specified time at the same temperature, and then in each case to stretch the helices and catch the scale from each sample and weigh it. This test is only a measure of the tightness of the scale and is not a true measure of durability or life since it does not take into consideration a number of important factors mentioned below.

A fourth test is to take two wires with identical dimensions and cold resistance and mount them in parallel in two different appliances of the same type. A constant voltage is impressed and maintained over a long period of time while the increase in resistance is noted at regular intervals. While this type of test has certain advantages, the temperatures of the units are not controlled and there are numbers of variables which might affect one and not the other due to the design of the appliance.

One consumer's specification for two grades of nickel chromium and nickel-chromium-iron alloys which are to be used at temperatures of 800 and 1000 degrees Centigrade respectively, are as follows:

"The wire shall be heated to the temperatures called for the 20 minutes and cooled for 20 minutes thru 1000 cycles, and after that treatment that they shall not show over 10 % change in resistance or over 10 % reduction in tensile strength, and not over 60 % reduction in either its percentage elongation or its flexibility."

It would be much more desirable if this test were run to burnout with a record of the resistance changes thruout the test.

Any life test to be of value must be a measure of the actual or service conditions to which the unit is to be subjected. There are two types of test which it would be desirable to make. One is a comparatively long test for investigative work. This test would bring out all the characteristics of any material and would be desirable from the standpoint of testing of a new alloy. The other test should be a short test which would be desirable for an acceptance test. This test could be applied to materials of the same class as supplied by any one or a number of manufacturers.

TYPES OF TESTS

With these conditions in mind the Committee has considered various types of test which are enumerated below.

Constant Temperature Test

A test of this sort would be run by adjusting the sample to a definite temperature at regular intervals and allowing it to run until failure. The resistance increase and other variables should be noted during the course of the test. The starting temperature would depend upon the size and type of alloy.

This type of test is desirable for material which is to be used in electric furnaces which are maintained at more or less constant temperatures.

Constant Voltage Test

This type of test would be started at a definite temperature for a definite size and class of alloy and would then be run under a regulated voltage to failure. This type of test would be comparable to conditions in an electric heating appliance on line voltage. The temperature of the unit in this case decreases with time and the resistance increases.

A constant voltage test is the simplest test to make and is usually found to be as good a guide to quality as the constant temperature test.

Constant Wattage Test

In this type of test the wattage or power is maintained constant. The chief difficulty with this test is that slight variations in temperature coefficient, and particularly in the type of surface of the wire will have a considerable effect upon the temperature and will therefore not show true relative quality as between different materials.

Intermittent and Continuous Tests

Due to the nature of the action of the protective oxide coating on nickel chromium wires the life of a wire under heat continuously will be several times as long as that of a wire which is heated for a short period of time and then allowed to cool. This is due to the fact that when the wire cools to below a certain temperature the oxide scale has a tendency to crack and drop off due to the unequal expansion of the oxide and the underlying metal. When the material is slowly heated and cooled, or continuously heated, the protective coating is not destroyed so readily and a much longer life results at the same temperature.

This point has been further borne out by a series of tests in which the period of heating and cooling was varied from five minutes heating and five minutes cooling to 20 seconds heating and 20 seconds cooling. With equal heating and cooling periods it was found that the total elapsed time between starting the test and failure decreased with length of cycle from 10 minutes to one minute. Further decrease of the cycle below this point gave increased life. This is apparently due to the fact that cooling for a very short time does not allow the wire to reach a temperature at which the scaling is as severe as it is at lower temperatures. The elapsed time or hours of life would increase as the period were shortened until it would approach that of a continuous test.

To show the marked effect of periodic cooling on nickel chromium alloys a test was run wherein two wires cut from the same spool were started at the same time on a continuous test. The current thru one was interrupted once every 24 hours for five minutes while the other was under heat continuously. The effect was to reduce the life by approximately one-half, for the sample heated intermittently.

The work which has been done so far upon the effect of varying the cycle and the relation between the on and off period has only given us the general relation

and it is expected that considerably more work will be done to definitely fix the relative importance of each.

The data which should be considered in an intermittent test are:

1. Starting temperature
2. Number of cycles of heating and cooling
3. Length of heating period
4. Length of cooling period
5. Total elapsed time
6. Change in resistance with time
7. Change in temperature with time
8. Position of sample
9. Environment

The main consideration is that an intermittent test should be a guide to quality and should give results which are comparable to that of material in service. It is also desirable that the test should not be too long if it is to serve as an acceptance test. One hundred hours elapsed time is about the limit within which it is desirable to hold a short time test.

The continuous test brings out qualities of the materials tested that will not be noted in an intermittent test. For example, it is very desirable in the case of appliance manufacturers and particularly in some furnace designs to know the amount of growth of a heater material when in service. It has been demonstrated that the material in some heating elements does permanently elongate ¹⁾. This phenomenon can be studied in a continuous test. Growth is a slow process which takes place noticeably after long use at high temperatures.

Another important quality which is not brought out in a short time intermittent test is the tendency of some alloys to become brittle after long periods of heating. Tests for brittleness can be made on wires that have been under continuous heat for four or five hundred hours or after burnout.

In considering the relation between continuous and intermittent tests on the same material considerable variation has been noted between different alloys. Occasionally an alloy will be encountered which has a long life under an intermittent test due to the ability of the material to maintain a tight oxide skin, while on a continuous test it will be found that it does not stand up as well as another material which will have a shorter life under an intermittent test but a comparatively long life under a continuous test. Considering these facts both types of test should be considered and standardized, as they should both be used to determine the value of any particular alloy or grade of material. Once a material has been standardized variations in quality probably can be determined by the intermittent test for acceptance purposes.

The temperature of the wire during the test should differ for the various classes of alloys according to the temperature to which the wire is subjected in service.

¹⁾ A Sub-Committee has been formed to consider this subject.

TRIAL SPECIFICATIONS

After considering all of the above variables together with the data which were collected by the Committee, a trial specification has been developed and tests are now being conducted in ten different laboratories under this specification. The results which have already been obtained show good coordination. After tests have been made in the different laboratories the trial specification will be amended if necessary and submitted as a tentative specification.

We are giving below a reproduction of the Trial Specification which we believe will be of value as it is the condensation of our experience and knowledge up to the present time. Tests which have been made on this specification on the same material in different laboratories have agreed with an accuracy within the limits of commercial testing.

It is believed that the tests and equipment outlined below represent the minimum outlay for apparatus necessary to obtain reliable results. While it is possible for example, to make tests without voltage control, experience has shown that tests made under such conditions are not reliable. The test is adaptable for commercial testing laboratories who can make the equipment available for the consumer who uses small amounts of material. Arrangements are already being made in this country by one testing laboratory to set up the necessary apparatus and they will carry on life tests for anyone not in a position to do it themselves.

TRIAL SPECIFICATION FOR LIFE TEST METHOD TEST BOARD

Dimensions:

Note: Certain mounting dimensions which are necessary are given in Fig. 1. Other dimensions as to size of test board are optional.

Location:

The test board must be located in a position as nearly free from draughts as possible. A good location is in the corner of a room. It is not desirable to have it next to a window. If it is impossible to locate the board where there are no draughts the sides should be shielded by means of asbestos board or similar material attached to the edges at right angles. The width of these shields should be not less than six inches.

A test for draughts may be made by the use of a candle or smoke.

MOUNTING

Length of Sample:

Twelve Inches minimum.

Size of Sample:

.025" Diameter

Note: Sizes smaller than .025" may be used but it is more difficult to take

temperatures. The length of wire for sizes smaller than .025" should be less than 12" by a sufficient amount to be able to control the temperatures with a rheostat without readjusting the voltage drop across the buses. The length of wires larger than .025" should be greater than 12" roughly in proportion to the cross-section.

Distance Between Test Specimens:

6" minimum.

Note: See Fig. 1.

Distance between Test Board and Specimen:

2" minimum.

Top Contact:

Binding post attached to rod whose position is adjustable.

Note: See Fig. 1 for suggested details.

Bottom Contact:

Mercury cup. Attach .022 lb. weight (10 grams) to lower end of test specimen for .025" wire. For other sizes of wire make the weight equivalent to 45 lbs./sq.in. stress.

Note: See Fig. 1 for suggested design.

Distance Between Upper Bus Bar and Mercury Cup:

20".

APPARATUS

Transformer:

For alternating current a transformer will be required to give 20 volts on the secondary.

Controller:

Note: It is essential that the voltage be controlled in such a manner that it will not vary by more than plus or minus 0.5 % during the course of the test.

Rheostat:

.6 to .8 ohms, 25 ampère minimum carrying capacity.

Current and Voltage Measurement:

An ammeter and voltmeter should be used having an accuracy of 1 % and, in case of alternating current, the range should be used which will give a reading above the lower fifth of the scale.

Temperature Measuring:

A disappearing filament optical pyrometer should be used with a short focus objective lens. With the type of instrument which has been used in this work it has been found that an objective lens having a focal length of one-half that normally used was satisfactory.

Interrupter:

Some form of apparatus is required on intermittent tests to open and close the circuit. An enclosed mercury switch is recommended. The "off" period and "on" period should be equal and each should have a duration of two minutes.

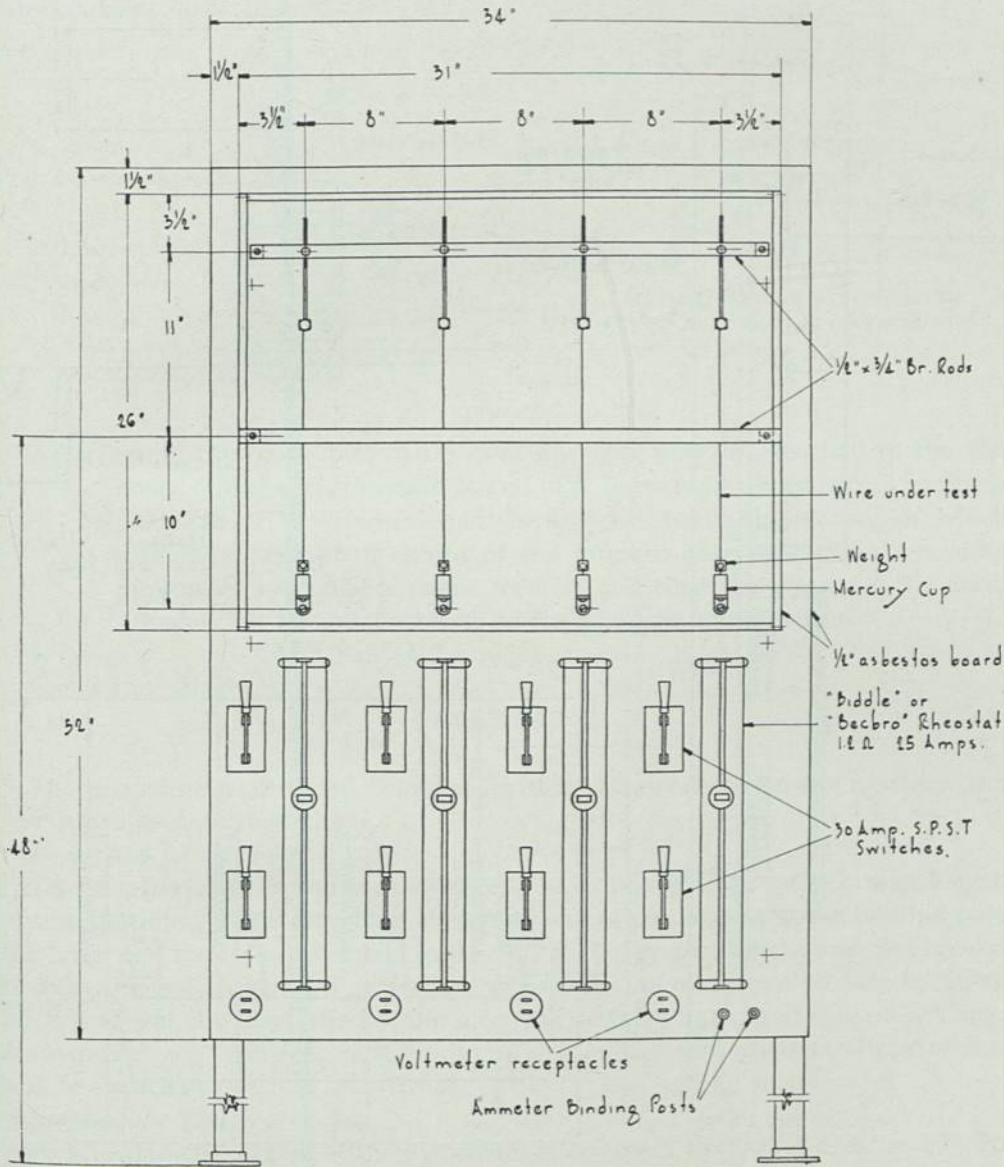


FIG. 1

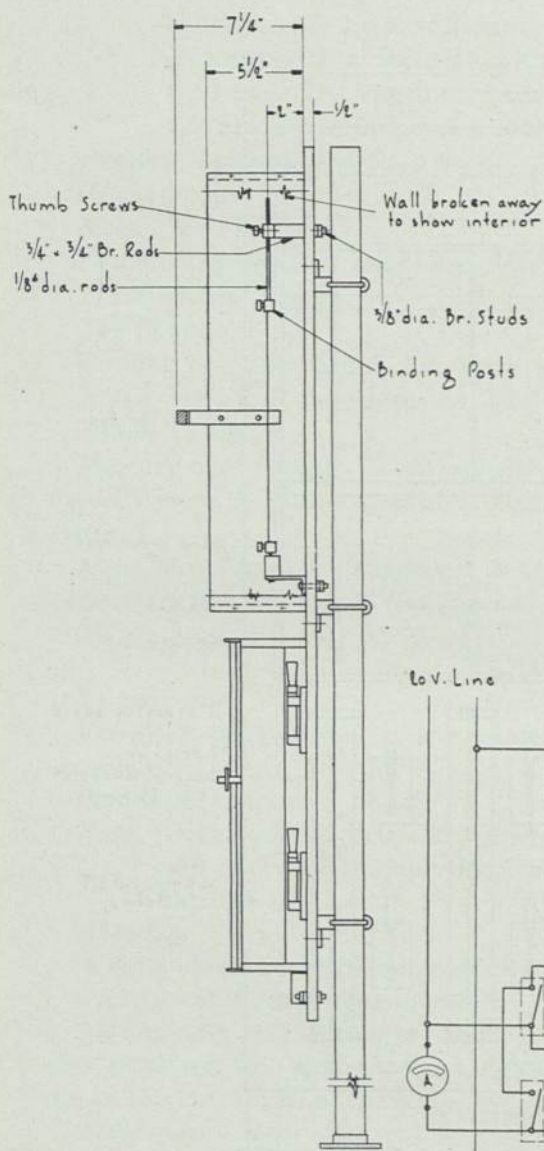
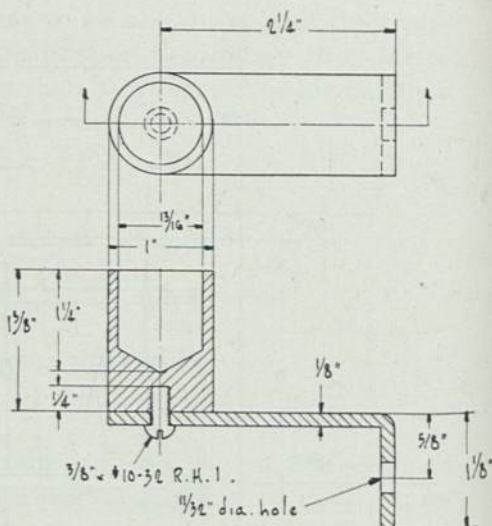


FIG. 2



DETAIL OF MERCURY CUP
Make 4 Mat. C.R.S.
Full Size

FIG. 4

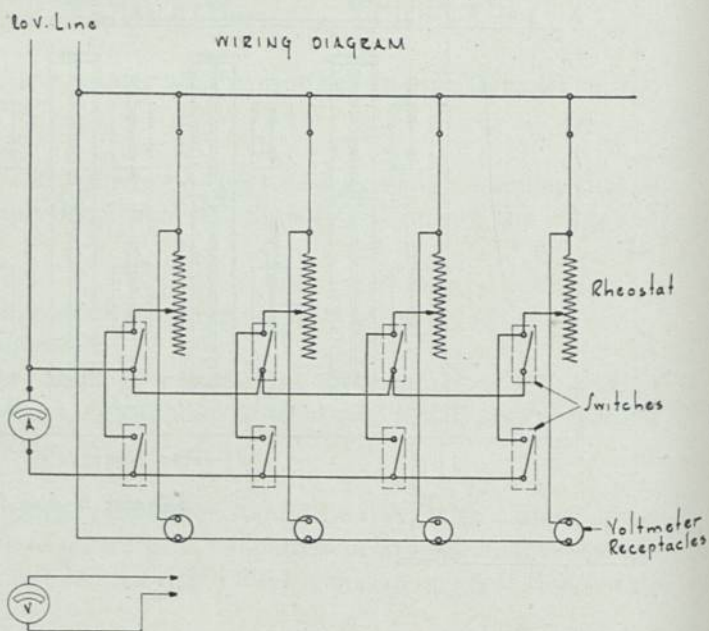


FIG. 3

Apparatus for Recording Time of Burnout:

If no recording apparatus is available, arrangements must be made for hourly observations for burnouts.

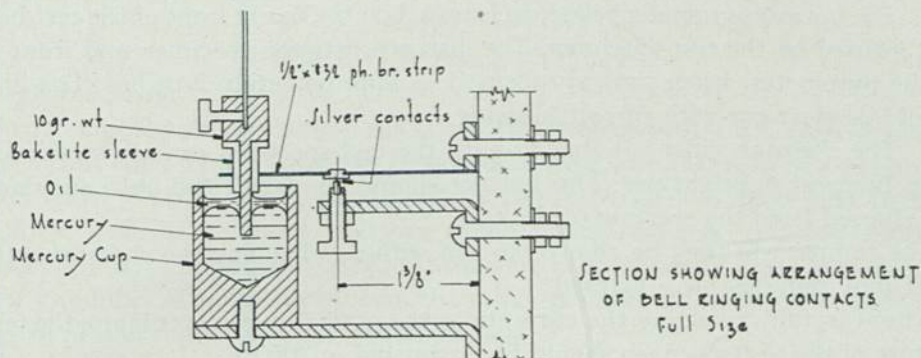


FIG. 5

Note: Small thermocouples made from fine wire may be attached to the test board and the hot junction placed near the sample under test. A multiple point recording pyrometer may be attached to the thermocouples, which will give a complete record of the number of cycles. If no recording pyrometer is available, some form of bell ringing device may be used. A suggested scheme is shown on the accompanying print.

Wiring:

See wiring diagram.

PROCEDURE

The procedure as outlined below is for .025" diameter wire using a set-up and test board as described above.

Preparing for the Test:

To start the test the top contact should be adjusted to give the proper length of test specimen. After attaching the upper end of the sample to the binding post the lower end should be attached to the .022 lb. (10 grams) weight and care should be taken to see that the wire projecting into the mercury cup be able to move freely and will not touch the bottom after the sample has expanded upon heating. A clearance of $\frac{1}{2}$ " between bottom of cup and end of wire at room temperatures will be sufficient.

Starting the Test:

1. The filament current of the pyrometer is adjusted to 2000° F.¹ for an 80—20 nickel-chromium alloy.
2. The series rheostat is set at maximum resistance.
3. The switch in series with the test specimen is closed.
4. The time of starting is noted.
5. The resistance in the rheostat is cut out rapidly until the test specimen is at

¹) The temperature will depend upon the type of alloy used.

a light red heat. The lower contact is then grasped in a pair of pliers and a slight tension is applied only sufficient to remove any kinks in the wire.

6. The filament current of the pyrometer is readjusted to 2000°F.

7. The optical pyrometer telescope is rested on the bar in front of the test board and focused on the test specimen. The distance between specimen and front end of the pyrometer, when properly focused, is approximately 2 inches. The image should be clear cut with correct focusing.

8. The rheostat slider is adjusted until the test specimen exactly matches the lamp filament in brightness. This balance should be maintained until one minute has elapsed from the starting of the test.

The sample will then be allowed to run without changing the rheostat setting until nine minutes have elapsed.

After carefully resetting the current for the optical pyrometer lamp, the temperature of the test specimen should be readjusted to 2000°F.

Note: It is extremely important that the time schedule given above be rigidly adhered to. If it requires a greater amount of time to make the adjustments, the sample should be taken off and another one put in its place and the test restarted.

9. The voltage and current are observed and recorded, together with the starting temperature and starting time.

Observations and Adjustments During the Life Test:

The test should be allowed to run without readjustment for 24 hours. At that time the rheostat is adjusted until the voltage drop across the sample is the same as that noted at the start of the test. It is necessary that this adjustment be made in addition to the controlled voltage at the transformer.

After adjusting the voltage the current and temperature measurements are taken and recorded. This operation is repeated every 24 hours.

Note: In taking the temperature if the wire has developed hot spots a number of readings at various points should be obtained, and the average taken disregarding any noticeable hot spots.

RECORDS

After the burnout of the test specimen the following records are made:

1. Hours of life (total elapsed time).
2. Temperature drop as per cent of starting temperature.
Note: The temperature drop is calculated from the starting temperature and the last observation made before burnout.
3. Resistance increase in per cent per hour.
Note: The resistance drop is calculated from the starting resistance and the last observation made before burnout.
4. Elapsed time between final observation and burnout.
5. A record should be made of the brittleness or toughness of the wire after

burnout. This may be judged by the ability of the wire to withstand 180° bending around its own diameter at a position $\frac{1}{8}$ " from the point of burnout.

6. Starting temperature.

GENERAL OBSERVATIONS

Reproducibility:

No attempt should be made to run standard life tests until it has been definitely proven that consistent results can be obtained with wire taken from a particular coil or spool. Two or more tests should be run in parallel to make sure that no variables, such as changing voltage, would affect one test and not another. Consecutive tests should also be run. If they are properly made and controlled the life of a number of samples cut from the same spool should not vary outside of a range of plus or minus 5.0 % from the average.

Standard Comparison:

It is very desirable to select a spool or coil of wire which is uniform in cross-section from one end to the other and keep it for a standard of comparison. Tests may then be run at any time on the standard, and if conditions have changed they will be noted by the hours of life on the standard. Comparisons between tests made at different times between the standards and other wires may be correlated in this manner. Any variations due to room temperatures between seasons, condition of atmosphere, or calibration of instruments are eliminated also.

CONTINUOUS TESTS

Continuous tests may be run mounted in the same manner as that described above with the exception that there is no interrupter in the circuit. The tests are started in exactly the same manner as the intermittent test, the only difference being that the resistance and temperature data are recorded weekly until a hot spot has developed. After that, readings are made every twenty-four hours until burnout occurs.

THE GAUGE OF QUALITY

After having made intermittent and continuous tests it remains to analyze the data and to differentiate between good and inferior material. The hours of intermittent life and continuous life, the average increase in resistance, brittleness after burnout, and absence of growth are all indications of quality.

A direct comparison may be made between materials of the same class, and their adaptability for any particular type of service may be studied by comparing the results obtained in the test.

DESIGN

The question of design of apparatus in industrial heating devices and appliances is one which concerns chiefly the company manufacturing them. It is

outside the scope of the Committee to consider features of design except in a general way.

The effect of materials which may be damaging to a heating element is an important consideration and the subject is being studied by a sub-committee. It is known, for example, that certain materials, such as the salts of alkali metals, have an injurious effect on nickel-chromium wires when hot. The salts apparently flux the nickel and chromium oxides and form low melting compounds which fuse and uncover the surface of the metal beneath, allowing it to be attacked rapidly and in a short while causing a hot spot and burnouts. Other substances corrode the heating elements by forming compounds with the constituents of the alloy.

It should be borne in mind in designing apparatus and appliances that corrosive materials should be kept out of contact with the heating elements.

SUMMARY

The results obtained to date using the test methods outlined above have shown good correlation and appear to offer a worth while means of comparison of various alloys in the market as well as a measure of the quality of new alloys. Such tests will enable the manufacturer to differentiate between design factors and material properties in his finished product.

In conclusion the authors wish to acknowledge the assistance given by all the members of the Committee and their cooperation in working out the methods of test which we have outlined. We wish especially to acknowledge the work done by Mr. P. H. Brace in connection with the mounting of the test specimens. We also wish to acknowledge the preliminary work done by Mr. D. E. Foster and the work done by Mr. W. P. Smith in the operation of many of the tests. We also wish particularly to acknowledge the encouragement and cooperation of Mr. Dean Harvey who as Chairman of our Committee has helped materially in the progress of the work.

DISCUSSION

Sir HENRY FOWLER, Derby

asked, if anything had been done with regard to testing the nickel-chromium alloys, which were being so extensively used for various engineering purposes, where resistance to oxidation at high temperature was desirable, such as pots for case hardening etc.

He also asked, if the author had found that the British Engineering Standard Association had not given satisfactory results. It would seem, that in the thin wire spoken of, any non-metallic enclosure would be drawn out into a long thread of very small area.

The Chairman, prof. DRESDEN

declared, that in a preceding paper the matter concerning the last part of this question had already been discussed.

LA FRAGILITÉ DES MÉTAUX EMPLOYÉS DANS LES CONSTRUCTIONS AÉRONAUTIQUES À CHAUD ET À FROID

par

DR. M. CORELLI

Capitaine du Génie Aéronautique, Rome

Parmi les essais mécaniques auxquels sont assujettis les matériaux métalliques en vue d'en étudier les caractères par rapport à leur emploi, l'essai de „résilience” a acquis, surtout dans ces dernières années, une grande importance comme celui qui permet d'en révéler indirectement la „fragilité”, c'est-à-dire la tendance de se briser ou de tomber en pièces sous l'action d'efforts dynamiques. Or, la „résilience” et, inversement, la „fragilité” sont des caractéristiques qui occupent une place importante toute particulière parmi les constructions aéronautiques: car, tandis qu'on exploite jusqu'à la limite extrême la „qualité” des matériaux en cherchant à obtenir la plus grande résistance avec le moindre poids, les matériaux mêmes, dans l'emploi et le fonctionnement de la machine aérienne, sont ensuite fréquemment assujettis à des exigences dynamiques parfois énormes, qui peuvent se produire dans les conditions les plus variées, donc aussi à des températures diverses: arbres à manivelle, bielles et pistons du moteur travaillent à des températures toujours considérablement élevées et subissent des sollicitations dynamiques très violentes. Essieux, béquilles, longerons et structures métalliques diverses des avions et des dirigeables peuvent être exposés dans les hautes altitudes ou dans la saison d'hiver ou bien dans les pays froids du Nord, à cause des virages brusques, des reprises subites ou des atterrissages, à des chocs violents.

Il nous a donc semblé intéressant d'étudier de plus près et de manière quantitative la façon de se comporter à chaud et à froid des divers métaux employés dans les constructions aéronautiques, quand ils sont soumis à l'essai de la „résilience”.

Pour l'exécution des essais on s'est servi d'un petit marteaupilon „Charpy” qui avait les caractéristiques suivantes: poids de la masse battante: kg 22,710; hauteur de la chute: m. 1,321.

Les éprouvettes étaient du type Mesnager à section carrée, de cm 1 par côté; la distance des supports était normale, savoir de 40 mm.

Les éprouvettes étaient réchauffées dans un fourneau Heraeus ou refroidies au moyen d'un appareil frigorifique à l'alcool et à l'anhydride carbonique solide, à peu près à la température voulue.

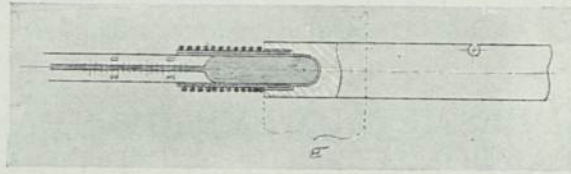


FIG. A



FIG. 1



FIG. 2

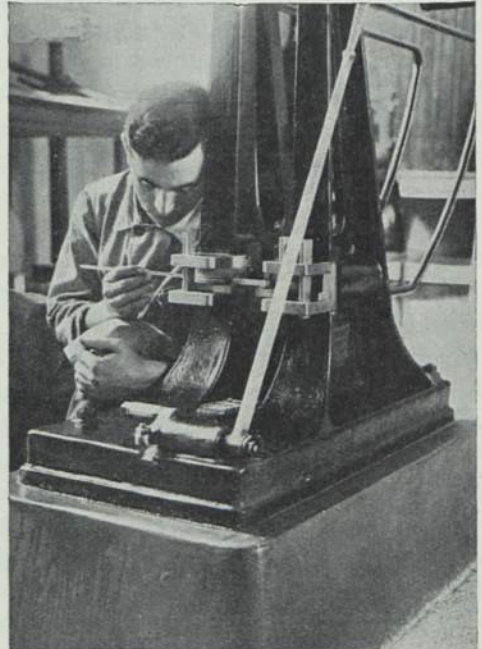


FIG. 2bis

On a rencontré une difficulté particulière dans la mesure de la température de l'éprouvette au moment du choc. Cette difficulté a été surmontée grâce à l'emploi des éprouvettes susdites du type Mesnager, mais modifiées à la façon représentée dans le dessin: *A.* voir la planche ci-jointe.

Dans l'appendice *B* garni d'un petit tube de cuivre épais de mm. 1, protégé par un enroulement de fil d'amiante, on introduisait un thermomètre de quartz pour mesurer les températures élevées, ou un thermomètre à toluène pour mesurer les températures basses. Le bulbe du thermomètre restait en contact avec le métal, de sorte qu'il était enfoncé dans l'appendice et complètement recouvert du petit tube de cuivre qui faisait ainsi fonction de gaine; l'éprouvette munie du thermomètre était posée exactement sur les supports de la machine (modifiés à propos) et avec l'interposition d'une matière isolante. On laissait abaisser ou relever de 15° environ la colonne thermométrique jusqu'à la température choisie pour l'expérience, afin de s'assurer que la température indiquée par le thermomètre était vraiment celle qu'avait toute la masse de l'éprouvette: ensuite, on enlevait le thermomètre et on faisait instantanément succéder le choc. Le photo No. 1 (voir les pièces ci-jointes) montre une éprouvette prête pour l'essai avec le thermomètre inséré, et les photos No. 2 et 2 bis montrent le marteau au moment de l'essai avec l'éprouvette sur les supports.

Les métaux essayés étaient:

1°. *Acier au chrome-nickel*, contenant:

nickel 3,39%

chrome 0,1%

trempe et modérément revenu (voir photo No. 3) — structure de passage marten-site-troostite. On remarque de petites vacuités.

2°. *Acier semi-dur au carbone*, contenant:

charbon 0,6%

trempe et revenu (voir photo No. 4) — perlite régulière.

3°. *Duralluminium* — de composition normale-trempe.

4°. *Métal „Electron”* (alliage léger à contenu de magnésium élevé) — pièce brute de fusion.

5°. *Métal „Delta”* (laiton spécial de haute résistance) — en barres.

Les résultats obtenus sont exposés dans les tableaux suivants:

1. *Acier au Chrome-Nickel* (Ni 3,39% Cr. 0,1%) Epreuve type „Mesnager”.

Tempér. au moment du choc	Angle restant du pendule (E°).	Travail de fléchissement dû au choc kgm.	Résilience kgm. cmq.	Moyenne de résilience kgm. cmq.	Angle d'inflexion (degrés sexagésimales).
25°	82	16,469	20,580	19,777	Essais à température ordinaire
25°	88	14,832	18,53		
25°	83	16,197	20,221		

Tempér. au moment du choc	Angle restant du pendule (E°)	Travail de fléchissement dû au choc kgm.	Résilience kgm. cmq.	Moyenne de résilience kgm. cmq.	Angle d'inflexion (degrés sexagésimales)
+ 100°	71	19,393	24,230	22,405	44
+ 100°	82	16,469	20,580		50
+ 200°	72	19,132	23,902	21,451	47
+ 200°	84	15,925	19		62
+ 300°	79	17,279	21,603	23,087	50
+ 300°	70	19,651	24,572		56
+ 400°	68	20,162	25,200	21,01	53
+ 400°	93	13,463	16,825		58
0°	103	10,755	13,451	12,616	32
0°	108	9,436	11,781		23
- 10°	110	8,918	11,149	11,149	28
	110	8,918	11,149		21
- 20°	108	9,436	11,781	10,672	27
- 20°	115	7,653	9,563		23
- 30°	114	7,902	9,877	10,032	21
- 30°	113	8,153	10,187		19
- 40°	110	8,918	11,149	10,356	21
- 40°	115	7,653	9,563		20

Éprouvette pas
brisée au choc

Essais à chaud

Essais à froid

2. Acier au Carbone (C. 6%)

+ 25°	130	4,199	5,248		11
+ 25°	131	3,990	4,990	5,1585	10,40
+ 25°	130	4,199	5,248		12
+ 25°	130	4,199	5,248		11
+ 100°	120	6,439	8,940	8,049	16
+ 100°	120	6,439	8		14
+ 200°	121	6,203	7,758	7,758	12
+ 200°	121	6,203			11
+ 300°	124	5,511	6,887	7,174	8
+ 300°	122	5,970	7,461		14
+ 400°	130	4,199	5,248	5,3795	8° 30'
+ 400°	129	4,410	5,511		14

Essais à
température ordin.

Essais à chaud

Tempér. au moment du choc	Angle restant du pendule (E°)	Travail de fléchissement dû au choc kgrm.	Résilience kgrm. cmq.	Moyenne de résilience kgrm. cmq.	Angle d'inflexion (degrés sexagésimales)		
—0°	131	3,990	4,990	4,611	9° 30'	} Essais à froid	
	134	3,385	4,232		9		
—10°	137	2,809	3,513	3,872	8		
	134	3,385	4,232		9		
—20°	136	2,997	3,747	4,075	7		
	132	3,785	4,731		9° 30'		
—30°	136	2,996	3,747	3,867	7		
	135	3,190	3,987		7		
—40°	136	2,997	3,747	3,867	7° 30'		
	135	3,190	3,987		8		
					7		
3. Duralluminium.							
26°	138°	2,624	3,280	3,2275	8	} Essais à température ordinaire	
26°	137	2,809	3,518		8		
26°	139	2,442	3,056		9		
26°	139	2,442	3,056		9		
+100°	134	3,385	4,231	3,2275	25	} Essais à chaud	
+100°	136	2,997	3,746		22		
+200°	136	2,997	3,746	3,3435	21		
+200°	139° 30'	2,253	2,941		15		
+300°	132	3,785	4,731	4,238	17		
+300°	136	2,997	3,746		27		
+400°	133	3,583	4,479	4,479	42		} Eprouvette pas brisée
		133					
0°	138	2,624	3,280	3,168	10	} Essais à froid	
0°	138° 30'	2,5345	3,168		13		
0°	139	2,442	3,056		16		
—10°	138	2,624	2,280	3,168	12		
—10°	139	2,442	3,056		14		
—20°	137,5	2,718	3,397	3,226	10		
—20°	139	2,442	3,056		15		
—30°	138	2,624	3,280	3,168	9		
—30°	139	2,442	3,056		8		
—40°	136,5	2,903	3,629	3,628	9		
—40°	137	2,809	3,511		9		
—40°	136	2,997	3,746		8° 30'		

4. *Electron.*

Tempér. au moment du choc	Angle restant du pendule (E°)	Travail de fléchissement dû au choc kgm.	Résilience kgm. cmq.	Moyenne de résilience kgm. cmq.	Angle d'inflexion (degrés sexagésimales)	
24	149	0,830	1,037	0,8226	5° 30'	Essais à température ordinaire
	150	0,556	0,695		5	
	151	0,691	0,8637		5	
	151	0,556	0,695		6	
+ 100	149	0,830	1,037	0,9935	6	Essais à chaud
+ 100	149° 30'	0,760	0,950	7		
+ 200	143	1,752	2,190	1,294	24	
+ 200	142	1,919	2,398		15	
+ 300	133	3,583	4,477	4,354	50	
+ 300	134	3,385	4,231		49	
+ 400	131	3,990		4,987	55	
+ 400	131	3,			56	
0°	149	0,830	1,037	0,950	9	Essais à froid
	150	0,691	0,8637		8	
- 10°	149				7° 30'	
	149	0,830	1,037	1,037	7	
	149				7° 30'	
- 20°	148	0,974	1,217	1,172	7	
	148° 30'	0,902	1,127		7	
- 30°	147	1,121	1,401	1,309	7	
	148	0,974	1,217		7° 30'	
- 40°	150	0,691	0,8637		8	
	150	0,691	0,8637	1,381	8	
	149	0,830	1,037		7° 30'	

5. *Métal „Delta”.*

25	126	5,062	6,327	5,818	32	Essais à température ordinaire
	127	4,842	6,052		31	
	128, 30	4,517	5,646		18	
	130	4,199	5,248		16	

Tempér. au moment du choc	Angle restant du pendule (E°).	Travail de fléchissement dû au choc kgm.	Résilience kgm. cmq.	Moyenne de résilience kgm. cmq.	Angle d'inflexion (degrés sexagésimales)
+ 100°	131	3,99	4,99		19
	130	4,199	5,248	5,119	17
+ 200°	132	3,785	4,731	4,668	19
	132,30	3,684	4,605		23
+ 300°	149,30	0,7605	0,9506	0,9068	4
	150	0,691	0,863		2
+ 400°	153	0,299		0,373	1° 30'
	153				1° 40'
0°	124	5,501	6,88		24
	124,30	5,398	6,747	6,747	23
	125	5,285	6,606		22
- 10°	125	5,285	6,606	6,329	20
	127	4,842	6,052		17
- 20°	129	4,410	5,512	5,782	16
	127	4,842	6,052		18
- 30°	128	4,625	5,781	6,054	16
	126	5,062	6,327		19
- 40°	128,30	4,517	5,646		17
	126	5,062	6,327	5,873	23
	128,30	4,517	5,646		17,30

Essais à chaud

Essais à froid

OBSERVATIONS

1°. *Acier au Chrome-Nickel.*

La résilience augmente à chaud. A 300° et 400° C. il y a eu des éprouvettes qui ne se sont pas brisées au choc.

La résilience *diminue grandement à froid*, jusqu'à ce qu'elle soit réduite environ à la moitié de celle que le métal possédait à température ordinaire. Les variations de résilience ressortent très nettement des variations de l'angle d'inflexion de l'éprouvette et de celle de l'angle de remontée du pendule après le choc, comme on peut l'observer d'une manière analogue pour les autres métaux.

2°. *Acier au Carbone.*

La résilience augmente à chaud jusqu'à la température de 200°; successivement, en augmentant la température, elle redescend et s'approche de celle possédée par le métal à température ordinaire. La résilience diminue à froid, mais en proportion beaucoup moins accentuée en comparaison de l'acier au chromo-nickel.

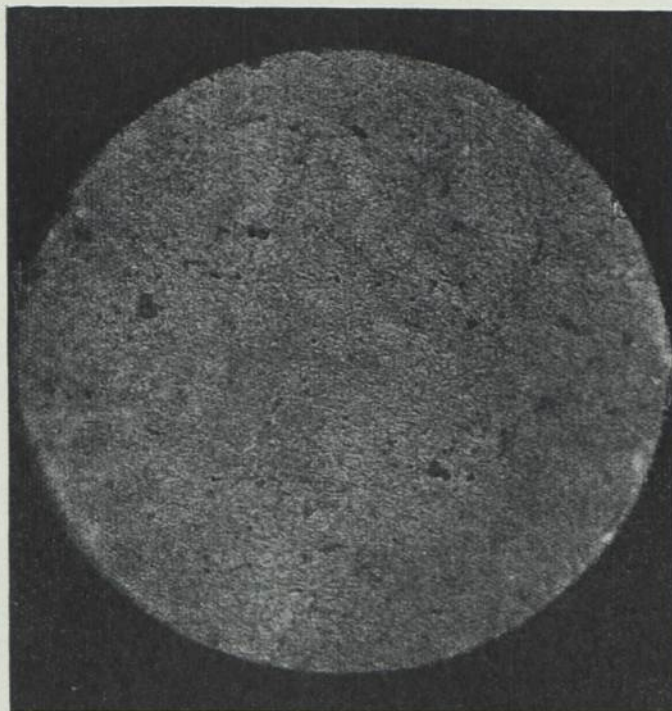


FIG. 3

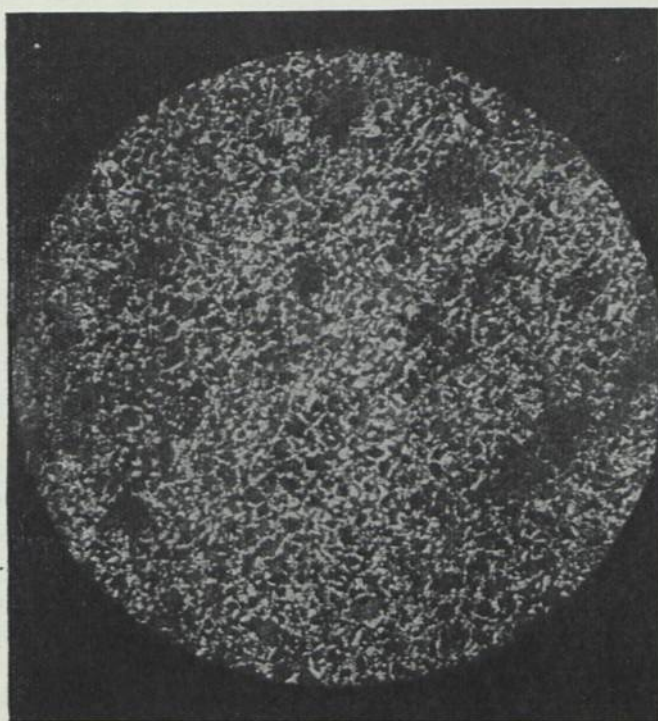


FIG. 4

3°. *Duralluminium.*

La résilience augmente progressivement à chaud jusqu'à la température maximum de 400° obtenue par l'expérience.

La résilience *ne subit pas de variations sensibles à froid* et garde à peu près celle du métal à température ordinaire.

4°. *Electron.*

La résilience, qui est très basse à température ordinaire, augmente à chaud et même d'une manière notable avec l'accroissement de la température.

A froid, la résilience ne tend à augmenter que légèrement.

5°. *Métal „Delta”.*

La résilience diminue à chaud; à 300° et à 400°, le métal devient très fragile. A 400°, le métal est presque aussi fragile que le verre.

A froid, la résilience ne subit pas de modifications notables, vu qu'elle reste à peu près égale à celle du métal à température ordinaire.

RÉSUMÉ

Des essais exécutés il résulte une différence notable quant à l'influence qu'exercent les températures diverses sur les caractères mécaniques des métaux divers et particulièrement sur la résilience. Pour l'acier, la résilience, en général, augmente à chaud et diminue à froid; toutefois on remarque des différences notables d'attitude suivant la composition des divers aciers.

Pour les alliages légers employés en Aéronautique (duralluminium et électron), la résilience augmente à chaud à peu près comme pour les aciers; mais, contrairement à ce qui se produit pour ces derniers, elle ne subit pas de changements notables à froid.

Le métal „Delta” (laiton spécial) se comporte d'une façon tout à fait anormale: la résilience diminue à chaud jusqu'à ce qu'elle devienne presque nulle. A froid, elle ne subit pas de changements notables.

Nous estimons que les résultats obtenus dans ces essais préliminaires sont intéressants. Les essais seront continués, voire étendus soit à d'autres types d'acier (aussi par rapport aux traitements thermiques que ceux-ci peuvent avoir subis précédemment), soit à d'autres alliages de métaux divers.

On opérera également des essais de résistance à la traction et d'autres essais mécaniques accessoires des divers métaux et alliages métalliques à chaud et à froid.

Laboratoire de Chimie et Technologie du
Génie Aéronautique.
Rome, le 9 Septembre 1927. V^e Année.

USE AND DEVELOPMENT OF MAGNETIC ANALYSIS IN THE UNITED STATES

by

A. V. DE FOREST ¹⁾

Research Engineer, American Chain Co, Bridgeport

The term Magnetic Analysis, as used in the United States, denotes the process of determining from measurements of magnetic properties the corresponding physical and mechanical characteristics. The term came into use in answer to the need of distinguishing between magnetic studies of materials in which the magnetic properties themselves are of importance, such as permanent magnets and transformer steels, and the study of the magnetic properties of ferrous metals in order to determine in some respect their constitutional state or chemical constituents, or, more broadly speaking, their general physical properties. The process rests upon the hypothesis, so far not disproved, that every change in the physical state is accompanied by a corresponding change in the magnetic properties. The converse to this proposition, that the magnetic properties are unique for any given physical state, leads to the study of magnetic phenomena in order to distinguish quickly and non-destructively various mechanical qualities such as hardness, strength, ductility and uniformity. In Japan this same term is used by Honda to denote a process which corresponds to that of thermal analysis; that is to say, the application of the magnetic properties in the investigation of changes in state at different temperatures.

The multiplicity of magnetic characteristics, the ease and accuracy with which some of them may be measured and particularly the fact that magnetic tests may be applied to metal in its original form without distortion, led the American Society for Testing Materials, in 1918, to form a committee to study and develop this form of test. At about this time many studies were made of the standard magnetic and mechanical properties of steels of varying heat treatment and carbon contents. Magnetic measurements of the direct current characteristics, maximum induction, retentivity, and coercive force, were generally made in permeameters of various types, of which the Fahy Simplex has become the standard. These values or combinations of them, were plotted against brinell hardness or tensile strength or heat

¹⁾ Read at the Congress by Mr. M. A. Grossman.

treatment factors, such as drawing temperature after quenching. Often the results were such as to show useful relationships between the mechanical and magnetic properties as long as all other variables but the one under investigation were kept constant. The difficulty lies in the fact that slight and often insignificant changes in chemical composition or detail of heat treatment method have a far greater effect on the magnetic measurement than on the mechanical properties. The value of the test for study or inspection is then nullified unless other magnetic criteria can be used to indicate the degree of departure from standard conditions. This possibility has been successfully applied in the case of alternating current tests described later, but in general direct current measurements have proved to be too cumbersome for commercial inspection methods. Papers published on this phase of magnetic investigation, mostly by members of the Committee, are listed in the bibliography (No. 1, 2, 3, 4, 6, 7, 9, 10, 14, 15, 17.)

Attempts were also made at the United States Bureau of Standards to develop a system which would be applicable to local defects in rolled or drawn material such as rods, wire and rails. These defects were generally segregations or inclusions or discontinuities resulting from blow holes or pipe in the original ingot. The method, as developed, depends on a sudden change in effective permeability at the flaw or crack. The specimen is moved at constant speed through a uniform magnetic field. In the centre of this field, which may be produced by a long solenoid, a test coil is located, connected to a suitable galvanometer which will register a disturbance wherever a defect occurs. This device was finally modified and developed by the General Electric Engineering Laboratory for use as a flaw indicator for testing large turbine rotors. This installation is described later.

Elaborate attempts at rail testing were made, in greater part by the New York Central Railroad and recently paralleled in Japan. The chief difficulty lay in the fact that changes in stress or structure, of no particular significance from a mechanical point of view, gave magnetic indications of the same order of magnitude as those due to dangerous fissures or segregations. Descriptions of this type of test will be found in references No. 4, 8, 12, 34.

Many more or less successful laboratory methods were applied to a great diversity of steel articles, but the time and attention devoted to any one problem was not enough to make a commercial success of any. In 1920 the Committee decided to concentrate on a single problem and an investigation was started on high speed steel twist drills. A set of fifty-two drills of different heat treatment and different steels was prepared by a manufacturer represented on the committee. Extensive magnetic tests were made of the standard direct-current magnetic properties (No. 24), as well as tests by an alternating current system. Cutting tests were then made on the drills, with which the previous magnetic results were compared. It was found that the alternating current method was faster and more convenient to use, and was apparently more sensitive to slight changes in structure due to heat treatment than the regular methods. The essential difference, however, lay in the selection of two magnetic properties for measurement, one of which could be used to indicate one

element of the heat treatment and the other another. Instead of studying structure in terms of fixed magnetic properties, a magnetic response was found which could be arranged to vary according to the variables known to be present from the history of the heat treatment of the specimens. It was found possible to make two magnetic measurements, plot one against the other, and derive a diagram in which quenching temperature and drawing temperature could be distinguished one from the other. The most successful drills were found to lie close to the figures for quench and draw which experience has proved to be most desirable. This system is based on measurements of voltage generated in the secondary of a solenoid which surrounds a specimen magnetized by an alternating current in the primary. The voltage is measured with an alternating current galvanometer of the d'Arsonval type, but with an independently excited field. The phase relation of this field to the current in the moving coil may be altered at will.

Measurements may then be made which are proportional to the permeability or to the watt loss. A combination of the two may frequently be found which will, over a restricted range, be proportional to one of the variables under test and not to another. This allows two tests to be made which are independent of each other and sufficient to resolve two unknown variables. The system also allows a single reading to be adjusted so as to read over a small range directly in terms of a single complex property such as hardness or stiffness or brittleness. Measurements of alternating current loss and permeability were made the following year on a new set of drills, and later on a large series of heat treated high speed steel bars. Through these studies, made by various members of the group and freely discussed by all, there was gained a good understanding of the magnetic changes in high speed steel. (No. 20, 25, 26, 27, 28.)

In 1926 another method was developed and applied to the high speed steel and other problems. (No. 31, 32.) The difficulty with the previous methods, including the variable phase relation system described above, lies in the fact that certain combinations of commercial variables will so disturb the magnetic indications as to mask undesirable properties or to condemn acceptable material. A major source of this unmeasured disturbance comes from the conditions of the sample as regards internal stress.

Especially at low and medium magnetization, this factor assumes an importance out of all proportion to its mechanical effect. In the most recent development, the entire cycle of magnetization is observed by means of an oscillograph and the effects of each variable can be studied separately. A most convenient instrument for laboratory use in the *cathode ray oscillograph* as built for low voltage by the Western Electric Company. In this device a stream of electrons is projected from one end of a vacuum tube on a fluorescent screen at the other end and produces a bright spot. The electron stream is deflected by passing it through an electric or magnetic field, thus causing the spot to travel over a path in which its location with respect to its normal position is an indication of the direction and intensity of the field at that instant. The stream passes between two sets of deflecting plates at right angles

to each other, and if recurrent voltage fluctuations of the same frequency are applied to the two sets of plates, a plot in rectangular coordinates of the changes of one in terms of the other is the result. If, as is usually the case, one coordinate is made to vary with the substantially sine wave alternating current to provide a time axis, the other coordinate can be used to study the wave form, amplitude or phase change in a voltage which represents the difference between the magnetic

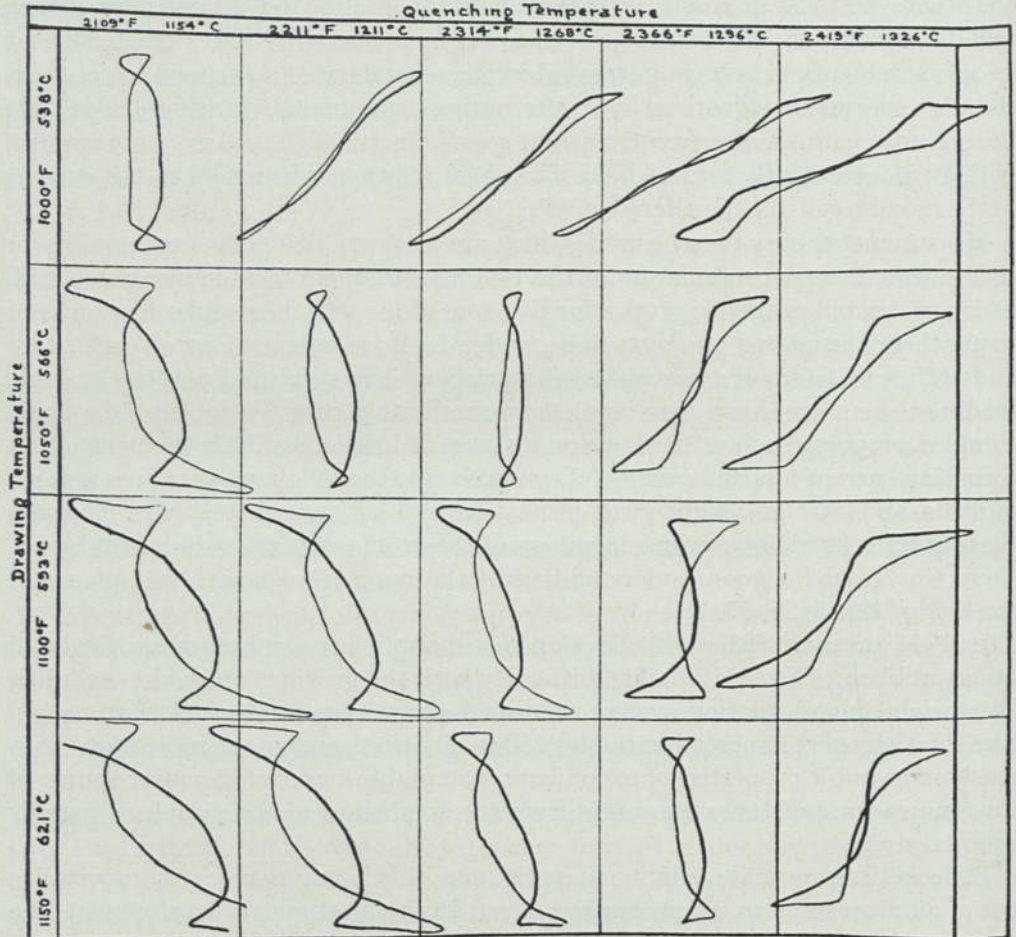


FIG. 1. Closed loop oscillograms showing magnetic effects of different heat treatments on high speed steel bars.

properties of two samples properly placed in similar coils. The timing wave is most conveniently fed from a phase shifter which permits of any desired adjustment of coincidence between the magnetizing force and induced electromotive force. By this means the part of the figure representing maximum or minimum induction may be adjusted to the centre of the pattern or the significant changes can be separated from those of lesser importance.

A number of loop diagrams obtained on high speed steel are shown in Fig. 1. In

order to indicate the distinctions which may be drawn by this graphic method, there are shown in Fig. 2 curves for annealed low carbon wire under different stress conditions. The wire is the same in each case and the loads are well below the elastic limit. Experience in using this method for the inspection of heat treated forgings has shown that differences in analysis of steel, in forging temperature, and in quenching or drawing temperature, can easily be recognized and separated, without interference from commercial variations in dimensions. A further extension of this method to higher values of induction and lower frequency shows that the screening effects of eddy currents occurring at 60 cycles may be avoided by tests at 10 cycles.

In the use of these patterns for inspection, it is only necessary to determine from mechanical tests or practical experience what variations from standard are permissible and trace these extremes upon the screen of the oscillograph. A study of the

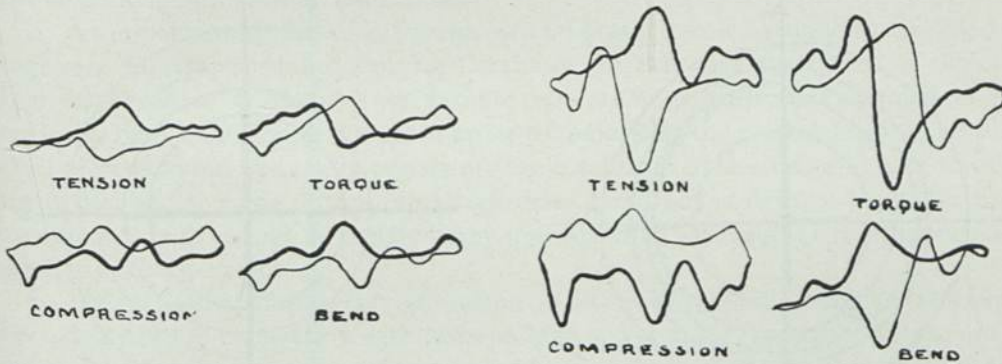


FIG. 2. Closed Loop Oscillograms showing Effects of Different Methods of Applying Stress, at two Different Values of Load.

causes of variation will indicate how to handle the rejected material and what step of the manufacturing process is to blame.

The principal applications of Magnetic Analysis may be listed as follows:

1. This scheme (No. 19), described in connection with the drill tests, is an alternating current bridge method, measuring different components of loss and induction. In its simplest form, using one magnetic measurement arbitrarily adjusted to give readings proportional to the brittleness of case hardened chain, it has been used for five years to control the heat treatment of a product in which accurate control is important and of which over 7,000,000 kilograms are produced a year. Of this, several thousand individual specimens are inspected every day. This is the first successful application of magnetic analysis on a routine commercial scale.

As a double reading test this method is described in reference No. 20, 21. It has proved valuable in laboratory studies of ball bearing race ways, and in the work described on high speed steel. (No. 25, 27).

2. The continuity test of steam turbine bucket wheels No. 34. This apparatus operates to detect flaws, seams, segregations, etc. in heat treated forgings in the

form of discs up to 10 ft. in diameter. Upon the proper soundness of this metal depends exceedingly costly machinery and the lives of many men. The method of testing consists in the indication of the presence of defects by changes which they cause in the reluctance of a direct current magnetic circuit of which the wheel under test is the only variable part. The indications are obtained by the use of a high-sensitivity galvanometer connected to measuring coils which are located in the specially designed pole-tips of the electromagnet between which the wheel is rotated. Fig 3 shows a typical chart from an imperfect wheel as produced by a recording galvanometer. Specimens were trepanned out at the positions shown by circles and many large inclusions were found. A record from a normal wheel is shown in Fig. 4. Out of more than three thousand wheels tested, only twenty-three have been rejected although many more showed defects which were machined out. These figures indi-

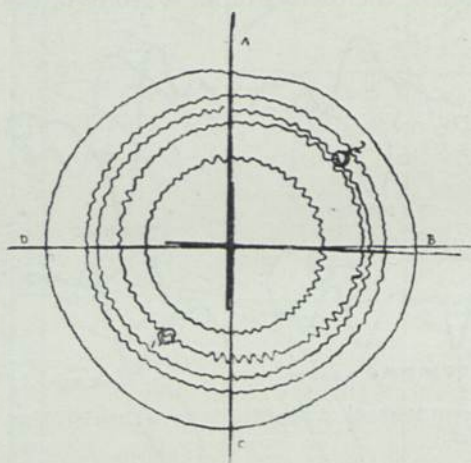


FIG. 3.

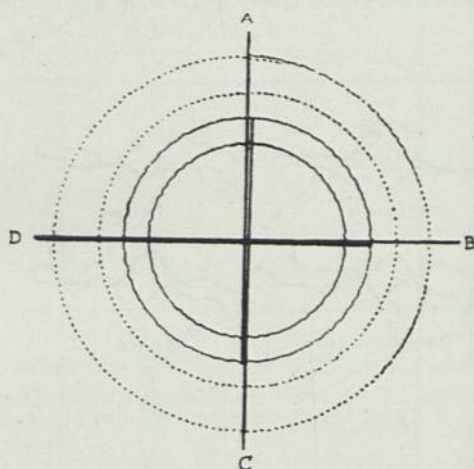


FIG. 4.

cate what excellent steel making, forging and heat treatment is carried on in this connection, and how important is the method of test which eliminates the rare but perhaps fatal defect.

3. Another test instrument developed at the General Electric Company, but as yet in laboratory use only, is the Duroscope which is an alternating current system applicable to small areas. A small yoke with primary and secondary winding is made in the form of a tube with core through the centre. The windings are both on the core which forms a closed magnetic circuit at one end. The specimen closes the circuit at the other end, which may be made 4 or 5 mm in diameter. The current generated in the secondary of this yoke is opposed to that from a compensating coil in order to provide a sensitive null method. The detector is a separately excited field dynamometer instrument. This instrument is connected with a fixed phase relation between field and moving coil, an arrangement which allows a reading of only one magnetic property. (No. 29.)

4. The Bureau of Standards has pursued an active investigation of the possibilities of testing wire rope by magnetic methods. Many of these have been proposed in the past and a number of patents have been issued on the subject. Again at the Bureau of Standards much work of a fundamental nature was undertaken. The effects on the magnetic properties of stress, both internal and external, were investigated with better appreciation than ever before, and a study made of the wear of rope wire and its effect, both magnetic and mechanical. An attack was made on the endurance testing of wire under direct stress but without significant results. One result of positive benefit has been to show that as yet there are no successful mechanical tests for the usefulness of wire or rope in regard to fatigue resistance or wearing qualities. As in many similar instances, magnetic results must be correlated with physical tests, the machinery for which is not yet developed. The magnetic investigator in this field has to develop independent measurements against which to prove his magnetic results. (No. 22, 23.)

5. An important application, though on a laboratory scale, is made by the Westinghouse Electric & Manufacturing Company. In this case specimens on which high temperature tensile tests and fatigue tests are to be made are examined magnetically before the physical tests in order to make sure the material in the individual piece is sound and really represents the conditions of analysis and heat treatment desired. As some of these tests represent hundreds of days of work, the investment is high enough to justify every precaution in assuring the representative quality of the specimen.

6. The method of graphic representation by means of an oscillograph has already been described in connection with tests on high speed steel. This method is in commercial use for the inspection of small heat treated forgings. Any factor which produces brittleness can be recognized by the characteristics of the resulting oscillograph pattern, as well as undesirable softness, resulting from either improper steel or faulty heat treatment.

DISCUSSION

Mr. E. C. BAIN, Long Island City

This new instrument, which Mr. de Forest places at our disposal, is one of great promise. The property or properties, which it measures, may not be in familiar dimensions, but that it is extremely sensitive to these characteristics cannot be doubted. When we shall have learned a little more of the nature and significance of the magnitudes, recorded by de Forest's apparatus, it is almost certain, that we will find it easy, to make comparisons thereby with reference to the more familiar useful properties of metals.

In the meantime the method has proved useful by employing directly the empirical correlations, which de Forest has established. As an example, in his examination of high speed steel it has been possible, to distinguish the influence, both of the quenching temperature and of the drawing temperature.

It may perhaps be pointed out, that this instrument is one of the first to compare a specimen with a standard with reference to two properties simultaneously. And it may well be, that its special value lies in this ability to determine two properties, whose natures are certain ultimately to be known.

Sir HENRY FOWLER, Derby

did not appreciate, why the author had stated, that the Japanese method of testing rails was not satisfactory, whilst the methods shown, were. The Japanese method was described at the International Railway Congress at the meeting, held in London in 1925 and then stated to give good results.

As an engineer he appreciated very much the method of testing various articles so readily, which had been described.

Prof. BENEDICKS, Stockholm

I wish to direct attention to the fact, that a magnetic analysis, using the cathodic ray tube, was made use of and described by prof. Knut Angström in Upsala about 1900.

Mr. D. LEWIS, Sheffield

said, that most methods of magnetic analysis aimed at testing the finished article. In some cases difficulties were encountered owing to the number of factors, composition, size, heat treatment, condition of internal stresses etc, which affected the magnetic measurement. Mr. de Forest has shown us how in certain cases these difficulties may be overcome.

A magnetic method of inspection may also be used to control the regular performance of a single manufacturing process. The problem here is a much simpler one, and in many cases successful magnetic control may be obtained. Such a test has been developed at the Research Department of the Royal Arsenal, Woolwich, London, for controlling the heat treatment of small steel cylindrical parts. The principal employed is one, first described by Mr. Wild, in which the part was magnetised to saturation, and then removed from the magnetising field. In consequence of the demagnetising field of the part, the intensity of magnetisation was reduced to a point which was proportional to the coercivity of the steel, when the length-diameter was not too large.

In practice therefore the part is magnetised to saturation, removed from the magnetising field, and the remaining flux measured by means of a search coil and ballistic galvanometer. The parts may be tested at a rate of five per minute.

The parts in question were necessarily of the same size and the treatment consisted of a single quench in water.

It was found, that a close relationship held between the Brinell hardness number

and the coercivity, as the quenching temperature was raised through and above the critical range of the steel.

It may be, that the development of magnetic control of single manufacturing processes will help us to understand more fully magnetic tests applied to the final product.

Prof. DRESDEN, Hague

likes to ask, what was the order of magnitude of the „artificial defects”, revealed by the machine, shown in the bucket wheel. It seems to him to be a possible drawback of the method, that it is so extremely sensitive, that it reacts on every slight imperfection, so that it might take a long and special experience, to distinguish between undesirable defects on one side and really insignificant local discontinuities on the other.

Mr. GROSSMAN, Chicago

It is quite true, that the magnetic method can be made sensitive to very minute differences in physical state (composition, continuity, heat treatment, etc.). But it is also possible, to adjust the electric-magnetic circuit to any desired sensitivity, thus enabling the operator to concentrate his attention on a particular property or quality.

It is true, that the difference between „OK” articles and those, which must be rejected sometimes, appears to be only slight in the magnetic patterns, but the differences themselves are sometimes only slight, and in this case an operator must himself decide, whether the piece must be rejected.

Mr. de Forest will undoubtedly wish to answer further, both the above questions, and those, raised by the others, who have discussed his paper.

Answer of Mr. DE FOREST

Professor Dresden has inquired as to the order of magnitude of the artificial defects shown in the bucket wheel test. These defects were, first, a roughly circular depression on the surface of the wheel about 4 centimeters in diameter with a depth of about 0.2 mm, second, a scratch groove cut out by a scribe to a length of about 4 centimeters with a depth of perhaps 3 mm with a maximum width in the center of perhaps one millimeter. Both of these are obviously very large defects. The sensitivity of the apparatus is within control and we are looking for defects in the center and not on the surface. The apparatus could be made too sensitive for commercial use but the adjustment is to make it as sensitive as it is possible to do without culling out wheels for apparent defects which are nothing but the inevitable variables of human manufacture. “Really insignificant local discontinuities” are not apt to be mistaken for undesirable defects because their

magnitude in some direction, either length, width or depth, is too small to have any particular influence on an area under a 3" diameter pole tip, whereas the undesirable defects would be of greater magnitude. When there are enough local discontinuities congregated in one spot they assume the character of an undesirable defect and their presence is then observable.

Sir Henry Fowler brought up the point of rail testing. This application of a method somewhat similar to that described in relation to the turbine disc test of the General Electric Company has not been completely successful in this country. The method was originated by Dr. Burrows and described in reference 8. The Japanese scheme seems to be very similar and it is to be hoped that they have succeeded in developing a practical magnetic test for transverse fissures in rails. It is easily possible that a method which is unsuccessful in the hands of one experimenter should be developed successfully in another case. It appears entirely likely that the modifications of the Burrows method made by the General Electric Company would be successful in the case of rails.

In closing, I wish to thank those who have taken part in the discussion for their interest in Magnetic Analysis.

BIBLIOGRAPHY ON MAGNETIC ANALYSIS 1914—1917

1. BURROWS, C. W. "Magnetic Criteria of the Mechanical Properties of a 1 % Carbon Steel". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 13, p. 570, 1913.
2. RUDER, W. E. "The Effect of Chemical Composition Upon the Magnetic Properties of Steels". General Electric Review, Vol. 18, p. 197, 1915.
3. BURROWS, C. W. "Correlation of the Magnetic and Mechanical Properties of Steel". Bureau of Standard Science Paper, no. 272, 1916.
4. ——— "Some Applications of Magnetic Analysis to the Study of Steel Products". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 17, Part 2, p. 87, 1917.
5. ROOD, J. T. "Relation Between Tension and Magnetic Permeability". Electric World, Vol. 69, p. 94, 1917.
6. BURROWS and FAHY. "Magnetic Analysis as a Criterion of the Quality of Steel and Steel Products". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part 2, p. 5, 1919.
7. DEVRIES, R. P. "Discussion on Magnetic Analysis". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part 2, p. 136, 1919.
8. DUDLEY, P. H. "Magnetic Surveys on New and Failed Rails". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part 2, p. 51, 1919.
9. GEBERT, N. J. "A Systematic Investigation of the Correlation of the Magnetic and Mechanical Properties of Steel". Journal of American Steel Treaters Society, Vol. 1, p. 302, 1919.
10. NUSBAUM, C. "Certain Aspects of Magnetic Analysis". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part 2, p. 95, 1919.
11. SANFIRD and FISCHER. "Application of Magnetic Analysis to the Testing of Ball Bearing Races". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part. 2, p. 68, 1919.
12. SANFORD and KOUWENHOVEN. "Location of Flaws in Rifle Barrel Steel by Magnetic Analysis". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 19, Part 2, p. 80, 1919; Bureau of Standards Science Paper, no. 343, 1919.
13. NUSBAUM, CHENEY and SCOTT. "Magnetic Reluctivity Relationship as Related to Certain Structures of an Eutectoid Carbon Steel". Bureau of Standards Science Paper, no. 404, 1920.
14. NUSBAUM and CHENEY. "Effect of the Rate of Cooling on the Magnetic and other Properties of an Annealed Eutectoid Carbon Steel". Bureau of Standards Science Paper, no. 408, 1921.
15. SPOONER and KINNARD. "Magnetic Testing of Springs". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 21, p. 883, 1921.
16. SPOONER and KINNARD. "Electrical and Magnetic Weld Testing as Applied to Butt-Welded Steel Plates". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 22, Part 2, p. 177, 1922.
17. CHENEY, W. L. "Magnetic Properties of Iron-Carbon Alloys as Affected by Heat Treatment and Carbon Content". Bureau of Standards Science Paper, no. 463, 1923.

18. WILD, L. W. "Influence of Heat Treatment upon the Magnetic Properties of Steel". Transactions of American Society for Steel Treating, Vol. 4, p. 696, 1922.
 19. DE FOREST, A. V. "Magnetic Testing of Small Case Hardened Chain". Transactions American Society for Testing Materials, Vol. 4, p. 387, 1922.
 20. — "A New Method of Magnetic Inspection". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 23, Part 2, p. 611, 1923.
 21. — "Magnetic Indications of Hardness and Brittleness". Transactions of American Society for Steel Treating, Vol. 4, p. 342, 1923.
 22. SANFORD, R. L. "Nondestructive Testing of Steel Hoisting Rope". Mining and Metallurgy, Vol. 4, p. 333, 1923.
 23. — "Causes of Deterioration in Wire Hoisting Rope". Power, Vol. 58, p. 1031, 1923.
 24. Report of Committee A-8 on Magnetic Analysis. Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 23, Part I, p. 170, 1923.
 25. KOUWENHOVEN, W. B. "Magnetic Tests of A.S.T.M. Drills". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 24, p. 635, 1924.
 26. SPOONER, T. "The Magnetic Analysis of High Speed Steel". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 26, 1926.
 27. STYRI, H. "Testing of Ball Bearing Races by Electric and Magnetic Methods". Proceeding of American Society for Testing Materials, Vol. 26, 1926.
 28. DE FOREST, A. V. "Discussion on Report of Committee on Magnetic Analysis". Proceedings of American Society for Testing Materials, Vol. 26, 1926.
 29. SAMS, J. A. Appendix to Report of Committee A-8. "The Duroscope: An Apparatus for the Magnetic Determination of the Durability of Steels."
 30. SPOONER, T. "Properties and Testing of Magnetic Materials". McGraw-Hill Co., 1927.
 31. DE FOREST, A. V. Appendix to Report of Committee A-8. "A Method of Graphic Representation of Magnetic Characteristics". Proceedings of American Society for Testing Materials, 1927.
 32. SPOONER, T. Appendix to Report of Committee A-8. "Magnetic Analysis by Means of the Cathode Ray Oscillograph". Proceedings of American Society for Testing Materials, 1927.
 33. DARROW, KARL K. "Some Contemporary Advances in Physics. A discussion of Ferro-Magnetism". Bell System Technical Journal, Vol. VI, p. 295, 1927.
 34. CAPP, J. A. "The Application of Magnetics to the Suspection of Steam Turbine Bucket Wheels". Proceedings of American Society for Testing Materials, 1927.
-

SCHWEISSUNGEN UND SCHWEISSBARKEIT

von

REICHSBAHNOBERRAT FÜCHSEL,

Eisenbahn-Zentralamt, Berlin

Die ersten Schweisser waren Praktiker; ihr Wagemut verdient noch heute anerkannt zu werden. Die Bedeutung der Schweissnaht als Konstruktionselement, insbesondere als Ersatz der Nietung und Verschraubung, konnte sich erst entfalten, als sich die Werkstoffkundigen und Werkstoffprüfer um die Förderung der Schweissttechnik bemühten und die Unternehmer mit schweisstechnischen Betrieben die Hilfe jener Kreise für die Durchführung ihrer Arbeiten heranzogen. Dieser Entwicklungsgang ist aus dem Wesen und Ziel der Schweissung verständlich. Es ist die Aufgabe gestellt, Teile von gleichem oder ähnlichem Werkstoff unter Zuführung von Wärme zu einem einheitlichen Ganzen zu vereinigen. Die Verbindung soll tunlichst Kräfte gleicher Art und Grösse wie der Ausgangswerkstoff übertragen können. Hierzu muss auf möglichst gleichartiges Gefüge in der Schweisszone und ihrer Nachbarschaft hingearbeitet werden. Scharfe Beobachtung der metallurgischen Vorgänge beim Schweissen und der sich einstellenden mechanischen Spannungen ist erforderlich; die Kunst ihrer Beeinflussung durch chemische Massnahmen, thermische und mechanische Behandlung führt, die Wahl geeigneten Schweissgeräts vorausgesetzt, zu befriedigendem Erfolg. Bei den Betriebsstoffen, Gasen und Schweissstäben kann schon von genormter Beschaffenheit gesprochen werden. Der Werkstoffprüfer weiss, wo er den Hebel zu seinen Prüfungen anzusetzen hat, wenn ihm nur Unterlagen über die Art und Grösse der Betriebsbeanspruchung des zu schweisenden Bauteils gegeben werden.

Die Beschaffenheit einer Schweisse lässt sich an einigen wenigen Bildern, die aber nur als Beispiele zu werten sind, erläutern:

Abb. 1. Die Feuerschweissung eines Flusseisenstabs, zum Winkel von 90° gebogen. Die makroskopische Ätzung lässt die Naht in einwandfreier Beschaffenheit erkennen. Eine Mikroätzung würde über Korngrösse des Gefüges, Schlackeneinschlüsse und sonstige nachteilige Einflüsse des Schweissvorgangs Auskunft geben.

Abb. 2. Auftragsschweissung an abgenutztem Schienenherzstück mit Azetylen-Sauerstoffbrenner hergestellt. Das Teilbild aus der Naht zeigt gute Bindung der

kohlenstoffreicheren und -ärmeren Zone ohne Schlackeneinschlüsse und Blasen. Die Überhitzung des Stahls besitzt für eine Gasschmelzschweissung normales Ausmass. Das grobe Korn kann durch Normalglühen in feineres, zäheres Korn überführt werden. Diese Auftragsschweissung besitzt niedrigere Brinellhärte und ist nicht verschleissfest. Geringere Überhitzung und härtere Oberfläche würden zu erkennen sein, wenn mit Lichtbogen und mit kohlenstoffreicherem Schweisstab geschweisst worden wäre.

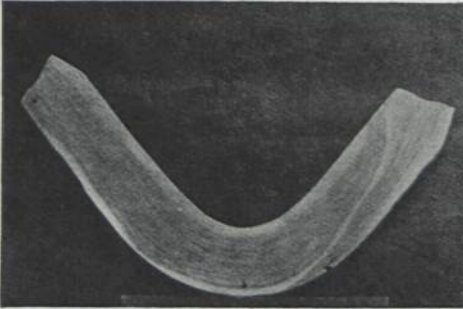


Abb. 1.

Abb. 3. Verbindungsschweissung an Flusseisenblech mit elektr. Lichtbogen hergestellt. Die Einschweissung besitzt Gussgefüge, das Blech hat Walzgefüge, in den beiden Übergangszonen sind beide

Werkstoffe in Mischung. Eine Mikroätzung würde die Stickstoffaufnahme im Ferrit infolge der Zersetzung der umgebenden Luft, und die Unterschiede in der Korngrösse in der Schweisszone und den angrenzenden Zonen hervortreten lassen. Kleinere Einschlüsse zwischen den beiden Schweisslagen, in der Fuge, sind erkennbar. Die Art der Vorbereitung der Blechkanten zum Schweissen ist ersichtlich.

Abb. 4. Verbindungsschweissung von Flussstahlstangen, hergestellt auf der elektrischen Widerstandsschweissmaschine nach dem Abschmelzschweissverfahren. Die Naht ist als weisse Linie sichtbar. Die dunklen Linien, welche die Verunreinigungen bzw. Seigerungen des Stangenstahls enthalten, reichen nicht in die Schweissnaht hinein. Gefügeteile niederen Schmelzpunktes, als Ferrit, sind im Funkenregen beim Schweissen verflüchtigt. Fremdeinschlüsse fehlen in der Naht. Eine Mikroätzung würde die Anreicherung an Ferrit in der Schweissnaht erkennen lassen und erklären, warum diesem Schweissverfahren die höchsten Festigkeitswerte zukommen.

Die Abbildungen zeigen, dass das angestrebte Ziel, in der Schweissung gleiche Beschaffenheit mit dem Ausgangsstoff zu besitzen, mehr oder weniger noch nicht erreicht ist. Es wäre allerdings möglich, die Bilderreihe durch Beispiele vollkommeneren Schmelzschweissungen zu ergänzen.



Abb. 2.

Dem Konstrukteur muss nun angegeben werden können, welche Güterwerte eine Schweissverbindung besitzt. Die Oberflächenbeschaffenheit kann ohne besondere mechanische Bearbeitung auf einem geringen und gleichmässigen Rauheitsgrad der Raupenbildung gehalten werden, sowohl bei Handarbeit geübter Schweisser als auch bei mechanischer Führung des Brenners bezw. der Elektrode. Dichte Naht kann mit beiden Schmelzschweissverfahren erreicht werden, mit dem elektr. Lichtbogen freilich etwas mühevoller als mit dem Acetylenbrenner.

Die Festigkeit einer Schweissverbindung kann mit Sicherheit zu 80 % der Bruchfestigkeit des ungeschweissten Werkstoffs in Rechnung gestellt werden; höhere Werte sind erzielbar. In der Zähigkeit, gemessen am Kaltbiegeversuch, stehen die erreichbaren Güterwerte nicht auf gleicher Höhe. Wenn Flusseisen, ungeschweisst, einen Biegewinkel von 180° erreichen lässt, so wird bei einer geschweissten Probe ohne Nachbehandlung nur ein Biegewinkel von 60° beim Lichtbogenschweissverfahren und von 120° beim Gasschmelzschweissverfahren (Acetylen) gewährleistet werden können, im letzteren Falle bis zu 180°, wenn Nachbehandlung, Behämmern und Glühen vorgenommen wird. Das



ABB. 3.

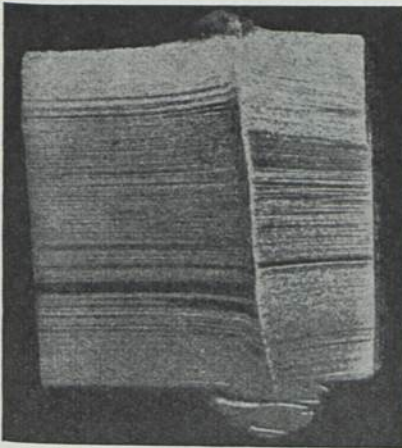


ABB. 4.

Widerstandsvermögen gegen Stossbeanspruchung und gegen Dauerbiegewechselbeanspruchung hängt von dem Ausgangsstoff, der Lage der Naht in der Gesamtkonstruktion, von der Wahl des Schweissverfahrens und der thermischen Behandlung ab; es muss im Einzelfalle ermittelt werden. Die Spannung an der Ermüdungsgrenze liegt für geschweisste Flusseisenverbindungen bei 30 % der Bruchfestigkeit und tiefer. Bei Auftragsschweissungen sind gute Bindungen in der Übergangzone erreichbar und können weiche wie harte Oberflächen geschaffen werden. Soll das Stück spannungsfrei sein, bedarf es thermischer Nachbehandlung in geeignetem Ofen. (Normalglühen). Die Betrachtung

des Gefüges und der mechanischen Güterwerte besagt zum Begriff Schweissbarkeit, dass zwischen rein wissenschaftlicher und technischer Auffassung zu unterscheiden ist. Im Sinne der Theorie möchte ein Werkstoff mit schweisbar bezeichnet werden, wenn in der geschweissten Verbindung sämtliche Güterwerte auf gleicher Höhe, wie im ungeschweissten Stoff, stehen. Die Schweisstchnik kann aber brauchbare Lieferungsgegenstände mit gewissen Abstufungen der vollen Güterwerte erzeugen, wobei eine untere Grenze für die Zähigkeitsanforderung, z.B.

der vorerwähnte Biegewinkel von 60° , einzuhalten sein wird. Gemeinhin wird der Ingenieur einen Werkstoff als schweisssbar bezeichnen, wenn die Festigkeitswerte seiner Schweissverbindung über der einer Nietung oder Verschraubung liegen. Sind sie geringer, wird man nicht mehr von Schweißen, sondern von Kleistern sprechen.

Auswirkung der Ergebnisse auf den Konstrukteur. Er muss beim Entwerfen geschweisster Verbindungen auf deren Eigenart eingehen. Zu vermeiden ist, eine Schweissnaht stärkerer Biegebeanspruchung auszusetzen. Wo angängig, kann die Biegebeanspruchung einer Naht dadurch vermieden werden, dass Entlastungsorgane angeordnet werden, wie z.B. im Bau geschweisster Lokomotivfeuerkisten die Stehbolzen hierzu herangezogen werden. Der ausführenden Werkstatt ist im allgemeinen das Schweissverfahren vorzuschreiben, ebenso die Anforderungen an die äussere Beschaffenheit und die thermische Behandlung des fertigen Stückes, bei Druckbehältern der Prüfdruck. Für Konstruktionen, deren Bewährung durch Betriebserfahrungen noch nicht belegt ist, bedarf es in allen Fällen stossweiser Beanspruchung einer Probeausführung der wesentlichen Teile und ihrer Untersuchung unter Nachahmung der Betriebsbeanspruchung. Diese Prüfung ist zweckmässig bis zur Zerstörung zu treiben, um sich über den schwächsten Teil der Konstruktion Klarheit zu verschaffen.

Das Prüfgerät und die Prüfverfahren mussten schon teilweise erwähnt werden. Ich möchte einen Unterschied in den Belangen der Werkstatt, welche das geeignetste Schweissgerät, die Betriebsstoffe oder die günstigsten Arbeitsverfahren für bestimmte Verwendungszwecke zu ermitteln hat, und des Konstrukteurs und des Bestellers hervorheben. Im ersten Falle sollten die Proben bearbeitet sein, im anderen Falle der Prüfung unterzogen werden in dem Zustande, den die Schweissung im fertigen Stück besitzt. Die zu schweisenden Versuchsstücke, z.B. Tafeln von Kesselblechgüte, müssen hinreichend gross sein, um eine ausreichende Probenzahl zu erhalten.

Die Ermittlung der durch das Schweißen entstehenden Spannungen ist bisweilen eine unerlässliche gesonderte Aufgabe, die von der Form des fertigen Stückes bestimmt wird. Hierzu sind sinnreiche Vorrichtungen verschiedener Art erdacht worden. Die Prüfverfahren sind nach der Art der Aufgabe zu wählen. Im allgemeinen werden sich darunter befinden bei Verbindungsschweissungen der vollständige Zugversuch, der Kaltversuch, die Gefügeuntersuchung, bei Auftragschweissungen der Kugeldruckversuch, das Aufmeisseln eines Streifens der geschweissten Schicht und die Gefügeprüfung. Ist das Verhalten der Proben gegen Ermüdung zu untersuchen, so sind Schlagbiegeversuche mit bestimmter Einsenkung und Dauerbiegewechselversuche anzustellen. Prüfgerät verschiedener Bauart ist in den Industrieländern in Verwendung. Für Biegeversuche bestehen in den einzelnen Ländern dem Sinne nach übereinstimmende Normen. Eine vom Buro of Standards in Washington benutzte sinnreiche Vorrichtung, in der die Probe auf pneumatischem Wege in Schwingungen versetzt wird, verdient erwähnt zu werden. Die Schweissstelle liegt im Schwingungsbauch. Nach meinem Erachten

kommt es nicht so sehr darauf an, in aller Welt eine gleiche Vorrichtung zur Prüfung der Ermüdungsfestigkeit zu verwenden, als vielmehr darauf, dass von Unternehmungen, die die Wirtschaft mit geschweissten Bauteilen beliefern wollen, nicht unterlassen wird, deren Verhalten gegen Dauerbeanspruchung auf Stoss und Biegung überhaupt zu untersuchen, und wenn es auch mit einfachen Mitteln geschieht.

Der Nachweis, dass die vom Besteller ausbedungenen Güterwerte im fertigen Werk vorhanden sind, kann zumeist nur mittelbar geführt werden. Die Fälle, wo die Prüfung des fertigen Stückes ohne Schädigung oder Zerstörung desselben möglich ist, sind selten. Bei Hohlkörpern wird man sich der statischen oder dynamischen Wasserdruckprobe bedienen, bei Auftragsschweissungen des Kugeldruckversuchs. Die Prüfung einer Schweissnaht mit magnetischen und elektrischen Widerstandsmessungen ist ungenau und konnte sich nicht einführen. Die Prüfung mit Röntgenstrahlen ist versuchsweise angewendet worden. Das Verfahren ist vorläufig für die Werkstatt noch nicht reif, abgesehen davon, dass es auch recht kostspielig ist. Im Laboratorium wird es aber zweifellos weiter ausgebildet. Schon die äussere Besichtigung von Schweissnähten gibt dem Schweissfachmann viele Anhaltspunkte für die Beurteilung, ob eine zuverlässige Arbeit ausgeführt ist oder nicht. Die mittelbare Untersuchung der geschweissten Lieferungsgegenstände besteht darin, dass dem ausführenden Schweisspersonal, Mann für Mann, und zwar vor Inangriffnahme der Lieferungsteile, die Anfertigung von Probeausführungen von der Art der Lieferungsstücke aufgegeben wird. Die anzustellenden Prüfungen können sich auf wenige Verfahren beschränken. Die Durchführung eines Zerreißversuchs ist zumeist entbehrlich, weil aus der grossen Zahl von Zug- und Kaltbiegeversuchen die Erfahrung gesammelt wurde, dass eine genügende Bruchfestigkeit (über 80 %) stets vorhanden ist, wenn der Kaltbiegeversuch befriedigt hat. Daher hat sich die Arbeitsprüfung vor allem auf diesen zu stützen. Er kann mit einfacher Vorrichtung, bisweilen schon im Schraubstock ausgeführt werden. Eine zähe Naht nimmt an der Biegung teil, eine steife nicht. Anbruch stellt sich oft neben der Naht, in der Überhitzungszone ein. Proben für Bauteile, die im Betriebe auf Stoss beansprucht sind, müssen dynamisch geprüft werden, d.h. es wird ein Schlagbiegeversuch angestellt. Die Arbeitsprüfung muss für laufende Fertigung zeitweilig wiederholt werden, um die Zuverlässigkeit des Personals zu überwachen. Über die Schweissbarkeit der gebräuchlichsten Werkstoffe ist folgendes zu bemerken:

Im technischen Sinne schweisssbar, und zwar für mindestens eins der Schweissverfahren, sind zur Zeit etwa alle genormten Sorten Grauguss, Stahlguss, Flussstahl, einschl. des nichtrostenden Stahls, Kupfer und Aluminium, und die Legierungen der beiden letzteren. Einige Einschränkungen sind zu nennen: Grauguss mit grober Graphitbildung, wenn er längere Zeit heissen Gasen ausgesetzt war, und diese oxydierend gewirkt haben, wie z.B. die Dampfsammler in der Lokomotivrauchkammer, ferner Siliziumstahl, dessen Schweissung ungenügende Biegewinkel ergibt. Alterungsschwaches Fluss- (Izett) eisen und Duraluminium verlieren ihre Sondereigenschaften. Andererseits bildet für die el. Widerstands-

schweissung von Flusstahl weder hoher C Gehalt noch verschiedene chemische Beschaffenheit der zu vereinigenden Teile ein Hemmnis.

Die Besprechung der Anwendungsgebiete der Schweisstechnik würde einen Vortrag für sich ausfüllen — wie es auch die Tagung vorgesehen hat.

Zum Schluss möchte ich ein Beispiel bringen, wie der Konstrukteur vorgeht, der eine bisher auf Verschraubung eingestellte Konstruktion auf Verschweissung

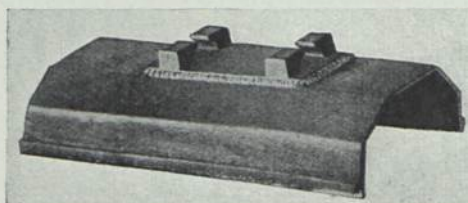


ABB. 5.

umstellen will. Im bisherigen Eisenbahn-Oberbau auf eisernen Schwellen war Schiene mit Schwelle unter Zwischen-schalten einer Unterlagsplatte und Klem-platte verschraubt. Die Hauptmängel dieser Bauart liegen in der Kaltlochung der Schwellendecke und dem Unvermögen einer Schraube, 3 Teile von verschiedenem elastischen Verhalten ohne Lockerwerden

und Verschleiss zusammen zu halten. Verschweissen der Unterlagsplatte versprach dem Übel abzuhelpen. Für die Form der Unterlagsplatte wurde die Form der in diesem Lande (Holland) für Holzschwellen gebräuchlichen gusseisernen Rippenplatte gewählt, der Werkstoff jedoch gewechselt, und Flusstahl genommen.

Abb. 5 zeigt die Schwelle mit aufgeschweisster Rippenplatte, um welche eine Kehlnaht mit elektrischem Lichtbogen (Gleichstrom) gezogen worden ist. Die Abnahmeprüfung der Schweissarbeit besteht ausser der äusseren Besichtigung aller Schwellen in stichweisen Schlag- und Biegeversuchen und in der Untersuchung der Einbrenntiefe, die sich zwischen 1 und 2 mm bewegen soll. Zum Schlagversuch wird die ganze Schwelle in nahezu senkrechter Lage in ein Schlagwerk eingestellt.

Der Bär von 150 kg Gewicht schlägt auf das obere Rippenpaar und beansprucht die Schweissung auf Abscheeren mit einem Moment von rd. 1 mt, verteilt auf 6 Schläge. Zum Biegeversuch wird aus der Schwelle ein Stück von der Grösse des abgebildeten (Bild 5) ausgeschnitten und in eine mit entsprechenden Gesenken ausgerüstete Druckpresse eingelegt. Die schrägen Schenkel müssen sich in die Ebene der Schwellendecke aufbiegen und in ihre Ausgangslage wieder zurückdrücken lassen, ohne dass die Schweisse anreiss.

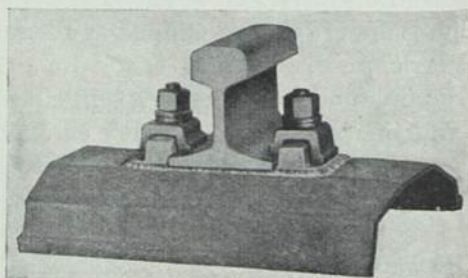


ABB. 6.

Die Schweissung erleidet hierbei eine gewisse geringe Biegebungsbeanspruchung, etwa im gleichen Mass, wie sie betriebsmässig auftritt.

Abb. 6. zeigt die aufgeplattete Schwelle mit eingebautem Schienenstück. An dieser Anordnung ist die der Aufstellung vorerwähnter Abnahmebedingungen vorausgegangene Bauartsprüfung auf Ermüdungsfestigkeit durchgeführt worden. Hierzu wurde das Probestück in eine dynamische Fedenprüfmaschine eingelegt,

mit einem Auflagerabstand von 1 m.; der Stempeldruck betrug etwa 7t, passend für eine Einsenkung, die an der Grenze des elastischen Bereichs lag. Die Hubzahl ist mit 60 bis 120 Lastwechseln in d. Min. auf die Zuggeschwindigkeit eingestellt worden. Es sind bei unseren Versuchen 2—3 Millionen Lastwechsel ohne Anbruch

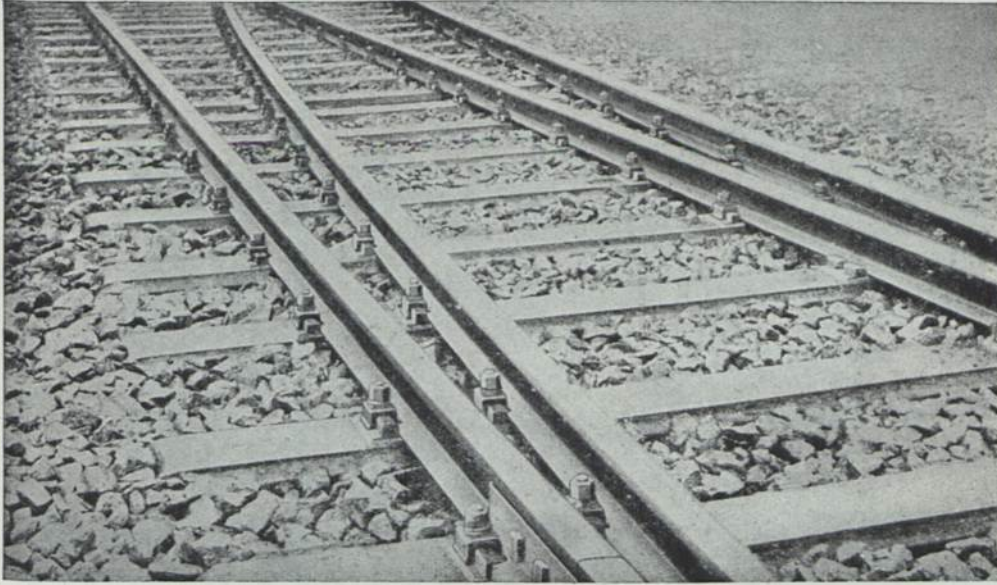


ABB. 7.

erreicht worden. Wir haben uns mit diesem Wert begnügt, weil die Prüfbedingungen schärfere sind, als die Beanspruchungsweise der Konstruktion im Betriebe. Der weitergeführte Zerstörungsversuch führt zum Anriss an einer Schmalseite der Platte,

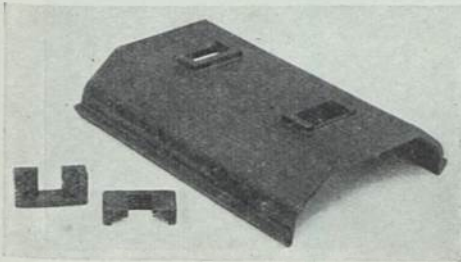


ABB. 5.

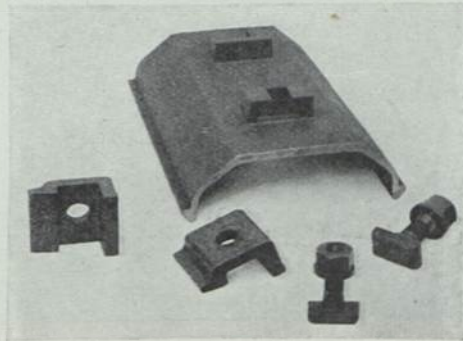


ABB. 9.

längs des Saums der Schweissnaht. An dieser Stelle liegt mehrfache Kerbwirkung vor, begründet im Übergang vom verdickten Querschnitt (Platte und Schwellen-

decke) zu dem einfachen der Schwellendecke, ferner im Gussgefüge der Schweißnaht, und im überhitzten Gefüge ihrer Nachbarschaft, sowie in einer winzigen Furche von $\frac{1}{10} \div \frac{2}{10}$ mm Tiefe am Übergang der Schweißraupe zur Walzhaut der Schwellendecke. Um die Kerbwirkung zu vermindern, wird künftig die Begrenzung der Unterlagsplatte an ihrer Schmalseite nicht parallel zu den Rippen geführt. Die Platte erhält halbkreisförmige Ansätze.

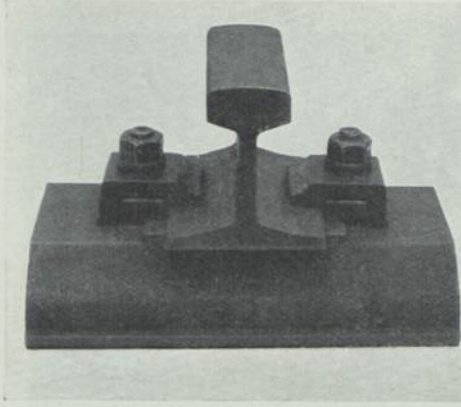


ABB. 10.

Um die Kerbwirkung zu vermindern, wird künftig die Begrenzung der Unterlagsplatte an ihrer Schmalseite nicht parallel zu den Rippen geführt. Die Platte erhält halbkreisförmige Ansätze.

Abb. 7 zeigt eine Weiche mit aufgeschweissten Rippenlatten auf eisernen Schwellen. Sie wurde vor $1\frac{1}{2}$ Jahren in einem Bahnhof mit starkem Verkehr eingebaut. Innerhalb dieser Zeit sind nicht die geringsten Schäden an der Verschweißung beobachtet worden.

Die nächsten 3 Bilder zeigen eine andere Lösung der Aufgabe im Falle, dass die elektrische Widerstandsschweißung verwendet werden soll.

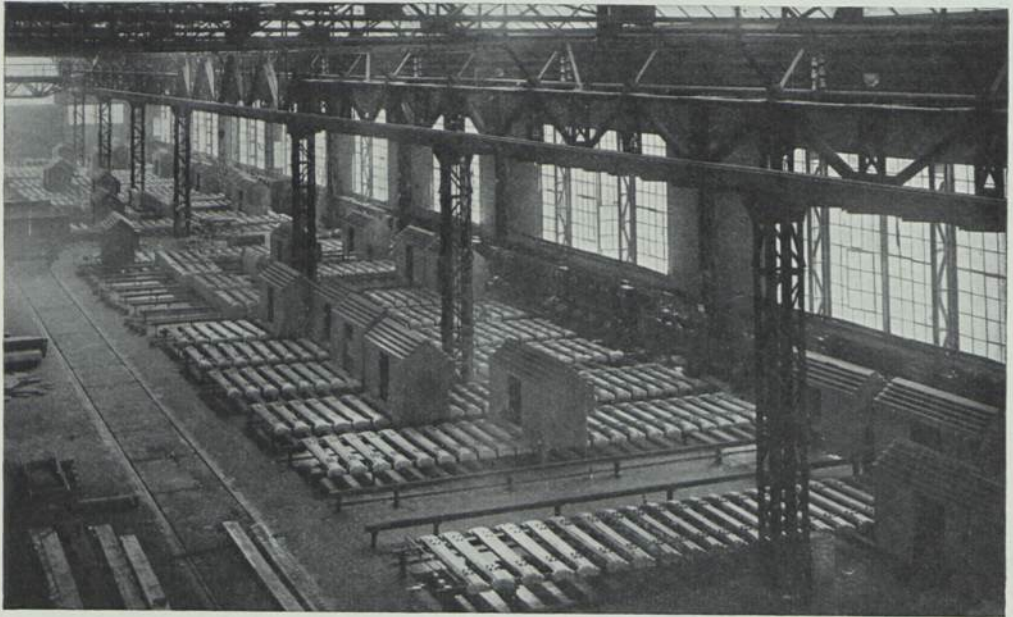


ABB. 11.

Abb. 8 zeigt die erforderliche Vorbereitung der Schwellendecke, die warm in neuer Hitze unter Verwendung geeigneter Gesenke aufzubördeln ist, ferner die be-

nötigten Kappen, die den Schraubenkopf aufzunehmen haben. Gleiche Querschnittsfläche liegt in der Berührungsfläche am Bördelrand und an der Kappen-Grundfläche vor.

Abb. 9 zeigt die fertige Aufschweissung, daneben die Schienenbefestigungsmittel, Klemplatten und Schrauben.

Abb. 10 zeigt die fertig geschweisste Kappenschwelle mit eingebauter Schiene.

Abb. 11 führt uns in den Grossbetrieb einer Lichtbogenschweisswerkstatt mit 60 Schweisserständen. Die Schwellen sind in einer Anzahl Reihen senkrecht zu beiden Seiten des Beförderungsgleises in der Mitte der Halle aufgelegt. Je 2

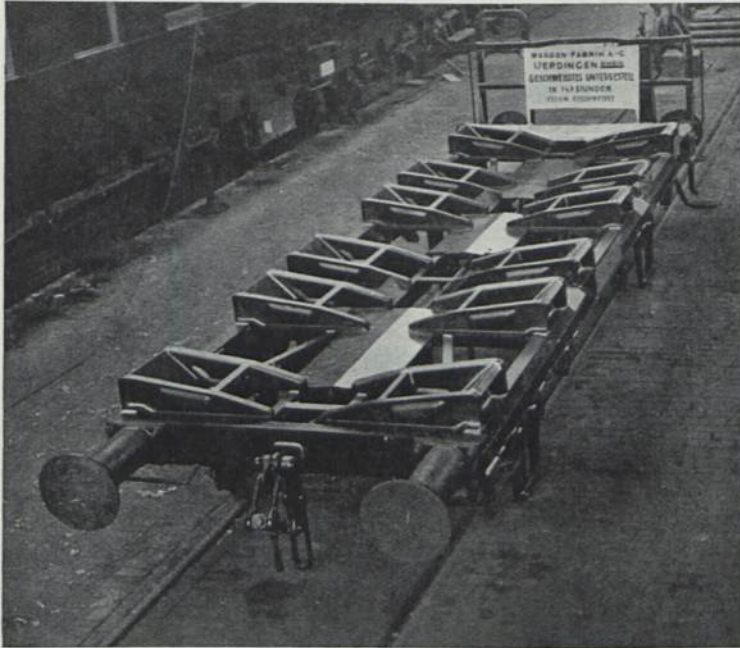


ABB. 12.

Schweisser sitzen in den Kabinen, die fahrbar sind und je ein Schwellenfeld bestreichen. Die Platten werden zunächst unter Verwendung von Leeren an der Schwelle geheftet und sodann von Hand in je 6 Min. aufgeschweisst. Apparate für mechanische Führung der Elektroden sind im Bau und werden die Leistungsfähigkeit des Lichtbogenschweissverfahrens steigern. Man erhält eine noch grössere Arbeitsgeschwindigkeit, etwa die 10-fache, bei Verwendung elektrischer Widerstandsschweissmaschinen, wobei der Raumbedarf verkleinert wird.

Abb. 12 zeigt ein Beispiel aus dem Fahrzeugbau, ein vollständig geschweisstes Untergestell eines Wagens für die Beförderung von Staubkohle in geschweissten Kübeln. Die Bauartsprüfung kann hier in einfacher und wirksamer Weise durch Ablaufen der fertigen Wagen vom Ablaufberg auf festgebremste Hindernisse vorgenommen werden.

Hiermit möchte ich gezeigt haben, dass die letzten Anforderungen an Schweissungen aus der Betriebserfahrung abzuleiten sind, und dass es darum erwünscht ist, dass Mitteilungen über die Lösung bemerkenswerter Aufgaben bekannt gegeben, von Fachkreisen gesammelt und gesichtet werden.

DISKUSSION

Prof. DRESDEN, Haag

Ich möchte nur 2 Fragen an den Herrn Vorsitzenden richten, und zwar:

1. Haben Sie Erfahrungen mit dem Schweissen von Temperguss in Stücken mit Wandstärke über etwa 5 mm?
2. Haben Sie Erfahrungen mit dem Dreiphasensystem mit Zwillingselektroden, so wie es von einer Holländischen Firma auf den Markt gebracht wird?

Antwort des Herrn FÜCHSEL

Über Erfahrungen mit Schweissungen von Temperguss kann ich keine Mitteilungen machen, weil das Bedürfnis, Temperguss zu schweissen, bisher bei der Deutschen Reichsbahn nicht aufgetreten ist.

Die Verwendung des Drehstromschweisstransformators, Bauart Heemaf, ist von uns untersucht worden. Brauchbare Schweissnähte wurden mit der uns zur Verfügung gestellten Bauart nicht erzielt; der Biegewinkel was ungenügend).

Betriebsdirektor Sonderegger, Zurich.

Auf die Anfrage von Herr Prof. Dresden kann ich mitteilen, dass der von dem Genannten erwähnte Drehstrom-Schweissapparat von uns ebenfalls geprüft wurde. Das Prinzip ist sehr einladend dadurch, dass alle 3 Phasen gleichmässig belastet werden. Dagegen haftet dem Apparat der Fehler an, dass sich bei ungleichem Abbrand der beiden Elektroden der Lichtbogen zwischen diesen statt zwischen Elektroden und Arbeitsstück bildet, wobei sehr schlechte Schweissungen entstehen.

Ing. KLINKHAMER, Hengelo

Anlässlich einiger Bemerkungen, welche während der Diskussion bez. der Dreiphasenschweissung gemacht wurden, möchte ich — als Ingenieur der Heemaf, welche den betr. Apparat herstellt. — Folgendes bemerken.

Mit der Dreiphasenschweissung sind zweifellos bedeutende Resultate erzielt. Trotzdem haben wir von einem der Redner gehört, dass er das Verfahren untersucht hat und eigentlich damit nicht zufrieden war. Ähnliche Urteile haben uns — nebst vielen sehr günstigen Beurteilungen von Werken, welche sich vom Apparat bedienen — von verschiedenen Seiten erreicht. Dies hat darin seinen Grund, dass

das Verfahren nicht zu allem geeignet ist. Nachdem die Industrie anfangs dem Apparat einen sehr guten Empfang bereitet hat, haben viele gemeint, die Dreiphasenschweissung könnte ganz den Platz der Gleichstromschweissung einnehmen. Dies trifft nicht zu. Die Anwendungen in der Eisenindustrie sind so vielseitig und so verschiedener Art, dass eine derartige allgemeine Aussprache nicht angängig ist. Die Dreiphasenschweissung kommt zwar in vielen Fällen an Stelle der Gleichstromschweissung, aber nicht in allen; dagegenüber gibt es auch Fälle, wo die Dreiphasenschweissung besser verwendbar ist als die Gleichstromschweissung. Der Vorteil der Dreiphasenschweissung liegt vor allem in der grossen Schweissgeschwindigkeit und in den kleinen Anschaffungskosten des Apparates. Übrigens sind wir — so wie Herr Prof. Sonderegger auch bemerkte — mit der Entwicklung aller Möglichkeiten dieses Systems noch nicht am Ende. Durch anderweitige Inanspruchnahme der betreffenden Abteilung der Heemaf hat die 3—phasen Schweissung während einiger Zeit nicht die volle Aufmerksamkeit haben können, aber die Sache ruht nicht und wird verfolgt.

STAND, ZIELE UND PROBLEME DER GAS- UND LICHTBOGEN-SCHWEISSUNG

von

DIR. A. SONDEREGGER

Zürich

Der heutige Stand der Gas- und Lichtbogen-Schweissung ist in den verschiedenen Ländern, namentlich was die letztere anbetrifft, noch recht unausgeglichen. Während sich die Acetylen-Sauerstoff-Schweissung als das ältere Verfahren wenig neue Methoden und Anwendungsgebiete mehr schafft, steht die Lichtbogen-Schweissung zur Zeit in vollster Entwicklung ihrer vielseitigen Möglichkeiten. Anfangend wie seinerzeit die Gas-Schweissung mit der Anwendung im Reparaturwesen, namentlich von Schiffen, hat sich die Lichtbogen-Schweissung allmählig mit zunehmendem Erfolg auf den Bau von neuen Schiffen, von Druckgefässen, Rohrleitungen, Eisenkonstruktionen aller Art ausgedehnt. Das Mass, in welchem dies heute in den verschiedenen Ländern der Fall ist, hängt einerseits ab von der Initiative, mit welcher die Angelegenheit jeweils gefördert wird, anderseits aber in hohem Grade von dem Interesse, welches die offiziellen Kontrollinstanzen eines Landes, die Materialprüfungsanstalten, die Dampfkessel-, die Schiffbau-Ueberwachungsorgane der Schweissung entgegenbringen und damit von dem Grade des Vertrauens, welches diese Instanzen aus der Prüfung des neuen Verfahrens in theoretischer und praktischer Beziehung gewonnen haben. Ohne dieses Vertrauen ist es der Industrie nicht möglich, mit neuen Methoden durchzudringen. Ich begrüsse die Gelegenheit daher sehr, die Herren Vertreter der Materialprüfungsanstalten und andern Ueberwachungsinstitute hierauf aufmerksam machen zu können und Sie zu bitten sich mit den Problemen der Schweissung zu beschäftigen, wobei Sie Vertrauen gewinnen werden.

Den genannten Umständen entsprechend hat man in England, wo sich Lloyds Register sehr sorgfältig und eingehend mit der Aufstellung von Bedingungen für die Prüfung und Zulassung der elektr. Lichtbogen-Schweissung befasst hat, diese in erster Linie auf den Schiffbau angewandt während die Fortschritte auf andern Gebieten der Schweissung bescheiden zu nennen sind. In Belgien, wo sich offenbar die Druckgefäss-Ueberwachung zurückhaltend verhält, hat sich die elektr. Schweissung auf dem Gebiete der Baukonstruktionen (Masten, Gebäudeteile, Krane,

Brücken etc.) entwickelt, während der Bau von Druckgefässen unseres Wissens noch in dem Anfange steht. Bei uns in der Schweiz liegt die Sache gerade umgekehrt: Wir sind, unterstützt durch sorgfältige Untersuchungen unseres Dampfkessel-Ueberwachungsvereins, im Bau von Druckgefässen so ziemlich am weitesten gegangen — nebenbei bemerkt ohne bis jetzt die geringsten Misserfolge zu haben — wir haben Dampfkessel und grosse Hochdruck-Wasserleitungen ausgeführt, während auf dem Gebiete der Baukonstruktionen noch sozusagen nichts gemacht wurde. — In Schweden, trotzdem dieses Land in Kjellberg einen der Pioniere der Sache gestellt hat, verhält man sich seitens der Druckgefäss-Kontrolle sowohl der Gas- als der elektrischen Schweissung gegenüber ausserordentlich zurückhaltend. In Deutschland sind unseres Wissens sowohl die Materialprüfungs-Anstalten als die Dampfkessel-Ueberwachungsvereine weniger der Autogenschweissung als der jüngeren Lichtbogen-Schweissung gegenüber recht zurückhaltend und beginnen erst in neuester Zeit sich mit diesen Dingen vertraut zu machen.

Diese Beispiele zeigen die Verschiedenheit der heutigen Situation in den verschiedenen Ländern Europas und den grossen Einfluss, den die Stellung der Prüfungsinstanzen auf die Entwicklung ausübt. — Meine Herren ich möchte Sie bitten, sich mit der Schweissung, welche im Begriffe ist, sich weite Gebiete der Metallindustrie zu erobern, zu befassen und sich damit vertraut zu machen. Mit der Zurückweisung der Sache als eines Verfahrens welches ausschliesslich auf der Geschicklichkeit und Zuverlässigkeit des ausführenden Arbeiters beruht, kommt man heute nicht mehr aus. Gewiss ist und bleibt eine Schweissarbeit immer eine Vertrauenssache aber es handelt sich eben darum zu wissen, auf welche geschweisste Konstruktionen und auf welche ausführenden Firmen man Vertrauen setzen kann und darf. Bei sorgfältigem Aufbau hat man speziell bei der elektrischen Schweissung nach den bisherigen Erfahrungen gar keine Rückschläge und Misserfolge zu befürchten. Grundsatz muss dabei allerdings die Verwendung nur bester Materialien sein.

Ein weiterer wichtiger Faktor für die Entwicklung des Schweisswesens sind die in den verschiedenen Ländern tätigen technischen Organisationen, von denen bezüglich Grosszügigkeit das American Bureau of Welding wohl den ersten Rang einnimmt und über dessen Tätigkeit uns das „Welding Journal“ auf den Laufenden hält. Vielleicht ist unter den anwesenden Kongressteilnehmern aus den Vereinigten Staaten ein Herr in der Lage, uns in der anschliessenden Diskussion eine kurze Uebersicht über diese amerikanische Organisation zu geben. In Deutschland, dem Lande der Wassergasschweissung, war das Bedürfnis nach Autogen- und elektr. Schweissung wohl etwas weniger gross als in den andern Ländern. Vielleicht ist das der Grund warum Deutschland sich etwas später an die elektrische Lichtbogen-Schweissung heran gemacht hat. Heute besteht in Deutschland eine grossangelegte Organisation welche unter Führung eines Fachausschusses des V. D. I. sich mit allen Problemen der Schweissung befasst und auch mit Kontroll-Instituten in Zusammenarbeit tritt. Es würde sehr interessant sein, von den anwesenden Vertretern der verschiedenen europäischen Länder Näheres über die dort vorhandenen Institutionen zur Förderung der Schweisserei zu vernehmen. — In der Schweiz hat sich im

Rahmen des von Prof. Dr. Roš ins Leben gerufenen Verbandes für die Materialprüfung der Technik eine Kommission konstituiert, welche sich speziell mit den Fragen der Schweisstechnik befasst. Wir haben im Schosse dieser Kommission im verflochtenen Sommer ein Arbeitsprogramm aufgestellt, welches unseren bescheidenen Mitteln entspricht und mit welchem wir doch die Sache wesentlich zu fördern hoffen.

Wir kommen damit auf den heutigen Stand der Schweisstechnik selbst und die sich daraus ergebenden, von den vorstehend erwähnten Organisationen zu bearbeitenden Probleme zu sprechen.

In der Acetylen-Sauerstoff-Schweissung, der sogenannten autogenen Schweissung sind die Methoden im grossen und ganzen abgeklärt. — Neu ist auf diesem Gebiete eine Schweissart, welche sich in der Führung der Schmelzstäbe der Lichtbogenschweissung nähert, bedeutend rascher und sparsamer arbeitet als das gewöhnliche Verfahren und erheblich weniger Wärmespannungen erzeugt.

Dieses Verfahren welches schon früher bekannt war, aber nicht ausgeübt wurde, ist von Hrn. Prof. Keel in Basel wieder aufgebracht und entwickelt worden. Hr. Prof. Keel der unter uns anwesend ist wird in der Diskussion noch Gelegenheit haben seine Methode etwas näher zu skizzieren. Ebenso werde ich nachher noch zwei Lichtbilder, die von dem genannten Herrn stammen, zeigen.

In der elektrischen Lichtbogen-Schweissung sind eine ganze Anzahl Probleme in Diskussion welche für deren Entwicklung wichtig sind. Für unsere Schweiz. Schweiss-Kommission haben wir folgende Studien in Aussicht genommen:

Messungen über die effektive Grösse der bei den verschiedenen Schweissarten auftretenden Spannungen, Verhalten der verschiedenen Schweissungen bei verschiedenen Temperaturen (Ermüdungs-Temperaturen), die Frage des nachträglichen Glühens bei der elektrischen Schweissung, Widerstand verschiedener Materialien gegen Korrosion bei höheren Temperaturen.

Zu besprechen wären ferner die von V. D. I. vorgeschlagenen Bezeichnungen für die verschiedenen Schweissarten. Alle diese Fragen können in diesem Rahmen nur als Anregungen erwähnt werden. Für eine eingehende Behandlung fehlt die Zeit.

Zum Schlusse möchte ich Ihnen noch rasch einige Lichtbilder zeigen und zwar zuerst zwei Bilder mit der erwähnten neuen Autogen-Schweissart und sodann einige Bilder von Arbeiten welche wir in der Firma Escher Wyss & Cie. in Zürich, in welcher ich tätig bin, ausgeführt haben.

DISKUSSION

Ministerialrat SCHLICHTING, Berlin

Meine Herren. Man muss, meines Erachtens, in Beziehung zur Konstruktion unterscheiden zwischen Schweissungen an Einzelheiten und an grösseren geschlossenen Verbänden, bei denen die Teile beim Zusammenschweissen mehr oder weniger eingespannt sind. Bei Schweissungen der letzteren Art treten leicht nicht zu vernachlässigende Eigenspannungen und Formänderungen infolge der Schrumpfung-

en ein, die die Schweissung längs und quer zur Schweissnaht erzeugt. Es hat mich deswegen sehr interessiert, den Bildern des Herrn Vortragenden zu entnehmen, dass die elektrische Schweissung in der Schweiz auch an recht komplizierten grösseren Konstruktionen unbedenklich vorgenommen wird, was ich übrigens auch bereits aus der Litteratur erfahren habe. Ich würde vom Herrn Vortragenden gern erfahren, ob diese Stücke zur Beseitigung der Spannungen nachträglich ausgeglüht werden, was ja bei grösseren Bauwerken, wie bei Schiffen, nicht möglich ist. Bei solchen Bauwerken ist es infolgedessen zugleich auch schwierig, die Schweissnaht nachträglich durch Hämmern in glühendem Zustande zu verbessern. Ich würde auch eine Mitteilung darüber begrüssen, ob Erfahrungen über die nachträgliche Verbesserung der Schweissnähte bei komplizierten Bauwerken vorliegen.

Zum Tatsächlichen möchte ich darauf hinweisen, dass nach meinen Erfahrungen die Eigenspannungen verhältnismässig leicht 2000 K.G./q. c.M. erreichen können, wenn der, der Schweissung unterliegende, Bauteil der Schrumpfung nicht nachzugeben vermag. Denn es ist festgestellt, dass elektrische Schweissnähte quer zur Naht etwa $1\frac{1}{2}$ mm. schrumpfen. Das bedeutet bei Konstruktionen, dessen Nähte 1,5 M. von einander entfernt sind, dass eine Schrumpfung von $1/1000$, also bei fester Einspannung die oben genannte Spannung eintritt. Es ist auch bekannt, dass es nicht ohne weiteres möglich ist, einen rechteckigen Flicker in ein Blech stumpf einzuschweissen, sondern dass es besonderer Vorsicht beim Einschweissen bedarf, um ein Reißen zu vermeiden.

C. F. KEEL, Privatdozent E. T. H. Zürich. Direktor des Schweiz.
Acetylenvereins in Basel

Der Einladung des Herrn Referenten, Direktor A. Sonderegger nachkommend, teile ich zuerst mit, dass in der Schweiz der Schweiz. Acetylenverein seit dem Jahre 1911 sich mit der Förderung des autogenen Schweissens befasst. Seit dem Jahre 1920 ist diese Tätigkeit auch auf elektrische Schweissung ausgedehnt worden. Wir veranstalten Schweisskurse, machen oder veranlassen Proben und Studien, und verbreiten in einer Zeitschrift einschlägige Kenntnisse, alles in möglichster Fühlung mit Praxis und Versuchsanstalten.

Die bisher bekannten Festigkeitsergebnisse autogener Schweissungen wurden meist an sog. Links- oder Vorwärtsschweissungen gemacht. Mit der neuern Rechtsschweissung, die wir in der Schweiz seit bald Jahresfrist eingeführt haben, erreicht man wesentlich andere und bessere Festigkeitsresultate. Die neuen Schweissungen sind namentlich zäher als früher, was sich besonders an den Biegeproben zeigt, die besser ausfallen als früher. Es steht zu erwarten, dass auch Kerbschlagproben besser ausfallen würden als früher.

Die Materialprüfungsanstalten müssen in nächster Zeit die Untersuchung der Schweissungen, die nach der neuen Rechtsschweissung gemacht sind, von neuem aufnehmen. Ich lege hier einige Biegeproben von solchen neuen Proben vor.

Ich bekenne mich auf Grund vieler Versuche zur Ansicht, dass die Biegeprobe

eine der geeignetsten Proben für Schweisstäbe ist, dass wir aber bisher noch nicht den geeigneten Biegeprobstab verwendet haben.

Man kann die Biegeprobe auf fünf verschiedene Arten machen, nämlich:

1. Biegeprobe quer zur Schweissnaht, sodass die obere Seite der Schweissung aussen zu liegen kommt. Diese ist bisher am meisten gemacht worden. Sie gibt verhältnismässig schöne Ergebnisse. Dabei wird viel eingeschweisstes Material auf der Zugseite gezogen.

2. Biegeprobe quer zur Schweissnaht, so dass die untere Seite, die Wurzel der Schweissnaht, aussen zu liegen kommt. Diese Probe gibt selten schöne Resultate. Sie ist eine sehr, sehr strenge Probe, der nicht viele Schweissungen, auch sog. gute, standhalten. Hier ist die Klippe des Schweissers. Mangelhaftes Durchschweissen zeigt sich meist als „Anriss“ an.

3. Biegeprobe mit Längsschweissnaht. Obere Seite der Naht ausserhalb. Diese Probe gibt über die relative Zähigkeit von Blech und Schweissgut Aufschluss.

4. Biegeprobe mit Längsschweissnaht. Die untere Seite der Schweissung aussen. Diese Probe ist bisher selten gemacht worden, gibt aber auch interessante Aufschlüsse.

5. Biegeprobe „transversal“ genommen. Dieser Stab ist u.E. der beste und geeignetste, denn er gibt den meisten Aufschluss. Ich möchte denselben namentlich für Schweissungen von 10 mm. an aufwärts vorschlagen.

Der Transversal-Biegestab ist aus der Schweissnaht so herausgeschnitten, dass seine Breite der ursprünglichen Dicke des Stabes gleichkommt, und dass Oben und Unten der Schweissnaht nun links und rechts im Biegestab zu liegen kommen. Ich lege ein solches Muster hier vor. Es gibt besonders guten Aufschluss über die Güte der Schweissung oben und unten zugleich und zeigt, wo die Klippe liegt.

Ich schlage auch vor, die Biegeprobe von geschweissten Probestäben in Zukunft mit Messung der Biegearbeit zu machen, und einen Normalstab von 10 mm. Dicke und der Breite gleich der Blechdicke, aus der der Stab herausgearbeitet worden ist, zu wählen. Dabei kann man die Biegearbeit sowohl bis zum Eintreten der ersten Risses, als auch bis zum völligen Bruch beobachten. Diese Transversalbiegeprobe an geschweissten Probestäben würde die Kerbschlagprobe hier vorteilhaft ersetzen. Die Proben können während der Biegung auch von beiden Seiten wohl betrachtet werden.

Ein weiterer noch zu besprechender Punkt ist das Verhalten der Schweissnähte in Bezug auf Schubfestigkeit und die Frage der Zulässigkeit von Schweissnähten auf Schubbeanspruchung. Darüber liegen meines Wissens noch wenig Angaben vor. Abklärung ist wichtig, weil in nächster Zeit voraussichtlich Anwendung an der Schweissungen, autogen und elektrisch, aktuell werden, wobei der Schub eine grosse Rolle spielt. Äusserungen zu dieser Frage wären mir wertvoll.

In Bezug auf die Güte der Schweissungen und mögliche Fehlerquellen lege ich Wert auf die Feststellung, dass die normale Acetylen-Sauerstoffflamme des Schweissbrenners, wie sie heute üblich ist, d. h. mit einem Verhältnis von 100 Teilen Acetylen auf 110 bis 125 Teile Sauerstoff, völlig reduzierenden Charakter hat.

Eisen kann dann nicht zu Eisenoxyd verwandelt und auch nicht gekohlt werden. Viele Versuche haben je und je bewiesen, dass die Schweissnähte eher kohlenstoffärmer werden als der Schweisstab selbst war, und Eisenoxyd, Bleioxyd, Zinkoxyd werden in der Acetylen-Sauerstoff Flamme sogar zu metallischem Eisen, Blei und Zink reduziert. Diese Feststellung wird die Beurteilung von Schweissverbindungen offenbar sehr erleichtern. Das was man als Funken beim Schweissen sieht, ist in der Regel einfach Eisendampf, der sich kondensiert.

Wertvoll wären auch weitere Untersuchungen über den Wert oder Unwert des Glühens und Schmiedens von autogenen und elektrischen Schweissungen. Ich glaube, dass man mehr und mehr erkennen wird, dass diese Behandlungen nicht den Wert haben, den man ihnen bisher glaubte zuerkennen zu müssen. Die Bedeutung der Schweissverfahren nimmt in allen Ländern und jedes Jahr noch zu. Es ist deshalb zu begrüßen, wenn durch Abklärung festigkeitstechnischer Fragen und Verbesserung der Schweissmethoden auch die Gesteigungskosten der Schweissungen herabgesetzt werden dürfen, wie dies durch die neue Rechtsschweissmethode und durch den Wegfall von thermischer und mechanischer Nachbehandlung geschieht.

Prof. MEMMLER, Berlin-Dahlem

Der Herr Vortragende hat an die Materialprüfungsanstalten den Appell gerichtet, sie möchten sich mit der Frage der zweckmässigsten Prüfungsart für Schweissungen beschäftigen. Das Berliner Materialprüfungsamt, das ich hier vertrete, hat diese Frage schon eingehend behandelt. Es wird aber nach unserer Erfahrung nicht leicht sein, einfache Laboratoriumsproben — der Herr Vortragende nannte sie Testproben — zu schaffen, die für jeden Fall über die Qualität der Schweissung so viel aussagen, dass dadurch die Sicherheit von geschweissten Bau — oder Konstruktionsteilen gewährleistet ist. Im Benehmen mit dem Preussischen Handelsministerium, das für die Zulassung von gewissen Schweissarbeiten bei uns zuständig ist, haben wir seinerzeit ein Prüfungsprogramm aufgestellt; dies umfasste Zugproben mit geschweissten und ungeschweissten Stäben, technologische Biegeproben, Bruchhärteprüfung, metallographische Untersuchung der Schweissstelle auf Dichtigkeit der Schweissung, und chemische Analyse des Schweissmaterials.

Nach dem Ausfalle dieser Prüfungen wurde auf Grund vereinbarter Richtlinien von uns gutachtlich die betreffende Schweissung beurteilt. Dieses Gutachten konnte aber auch nicht mehr erbringen als den einmaligen Nachweis dafür, dass die betreffende Firma in der Lage sei, qualitativ ausreichende Schweissungen herzustellen, oder dass sie den zu stellenden Anforderungen noch nicht genüge. Bei der Ausführung der Zugproben stellt der Schweisswulst eine gewisse Fehlerquelle da, insofern, als es nicht möglich ist, zu einwandfrei vergleichbaren Versuchsergebnissen zu gelangen, wenn man nicht den Schweisswulst an allen Proben abarbeitet, so dass ein regelmässiger Versuchsquerschnitt entsteht. Ich gebe zu, dass diese Massnahme vom Standpunkt der Schweisstecher berechnigte Einwände auslösen muss, aber es gibt keine andere Möglichkeit, um bei der Zugprobe zu vergleichbar-

en Ergebnissen zu gelangen. Auf alle Fälle sollte man auch darauf verzichten, bei Zugproben die Dehnung als Bewertungsmaßstab heran zu ziehen, denn die Schweissstelle muss, wenn sie, was unerlässlich ist, innerhalb der Messlänge liegt, den Dehnungsverlauf in unkontrollierbarem Masse beeinflussen.

Schwierig ist auch die Ausführung der technologischen Biegeprobe mit geschweissten Proben, weil man sehr sorgfältig darauf achten muss, dass die Schweissstelle auch wirklich die grösste Biegung erfährt und nicht etwa unmittelbar benachbarte Zonen der Proben.

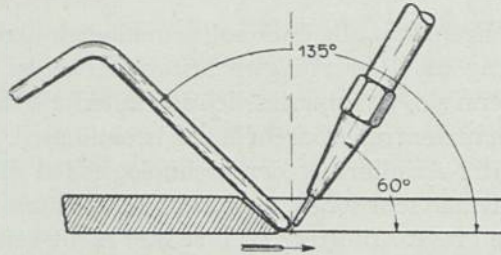
Es will mir scheinen, als wenn man zur Beurteilung der Güte von Schweissarbeiten sich weit mehr oder ausschliesslich auf die Prüfung am fertigen Konstruktionsstück, so wie Herr Oberbaurat FÜCHSEL dies in seinem Vortrage erläuterte, einstellen müsste, wenn man ein einigermaßen sicheres Urteil über die Sicherheit eines Bauteiles sich verschaffen will. In letzter Zeit haben auch Röntgenologische Untersuchungen von Schweissungen, d.h. einfache Durchleuchtungen derselben, recht gute Aufschlüsse über die Dichtigkeit einer Schweissstelle bei uns ergeben. Aber dies Verfahren ist natürlich, wie einer der Vorredner schon erwähnte, reichlich umständlich und kostspielig für die Praxis.

Reichsbahnoberrat FÜCHSEL, Berlin

Zum Anruf des Herrn Direktor Sonderegger an die Fachverbände in den einzelnen Ländern, in Gemeinschaftsarbeit zur Förderung der Schweissttechnik einzutreten, kann ich als Obmann des beim Vereine Deutscher Ingenieure ins Leben gerufenen Fachausschusses für Schweissttechnik mitteilen, dass wir Verbindung bereits mit der American Welding Society und mit dem Fachverbände in Östreich aufgenommen, und kurzlich mit der Fachkommission der Schweiz den Austausch von Veröffentlichungen der Verbandsarbeiten vereinbart haben.

Antwort des Herrn SONDEREGGER

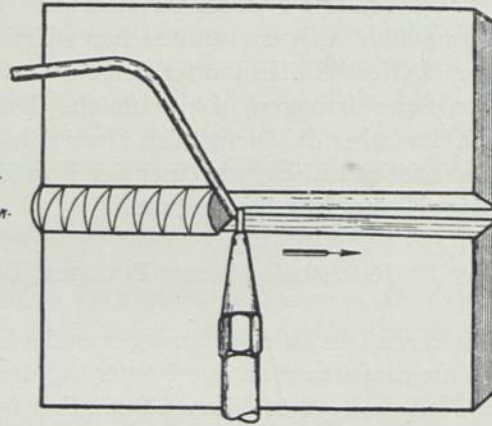
Die Eigenspannungen, die durch Schweissung von in eine Fläche eingesetzten Stücken entstehen, sind am grössten bei der üblichen Autogenschweissung, kleiner bei der neuen Schweissart nach Prof. Keel, und am kleinsten bei der elektrischen Lichtbogenschweissung. Bei allen Schweissarten können diese Wärmespannungen durch geeignete Massnahmen bis zu einem gewissen Grade vermindert werden. So soll ein viereckiges Flickstück nicht ohne weiteres ringsherum geschweisst werden, sondern zuerst an mehreren Stellen Heftungen ausgeführt werden. Beim elektrischen Schweissen unterlässt man im allgemeinen das Ausglühen, einerseits, weil man es der geringen Spannung wegen nicht nötig findet, oder aus praktischen Gründen zumeist nicht ausführen kann, andererseits weil die Festigkeit des Schweissmaterials im rotwarmen Zustande bei den meisten verwendeten Elektroden sehr klein ist. Plastisch zähe sind in diesem Zustand nur die Elektroden der Englischen Alloy Welding Cy, und besonders auch die „Tensilend“ Elektroden der Arcos, Brüssel.



*Brenner- und Draighthaltung für Bleche
5 + 12 + 15 mm*

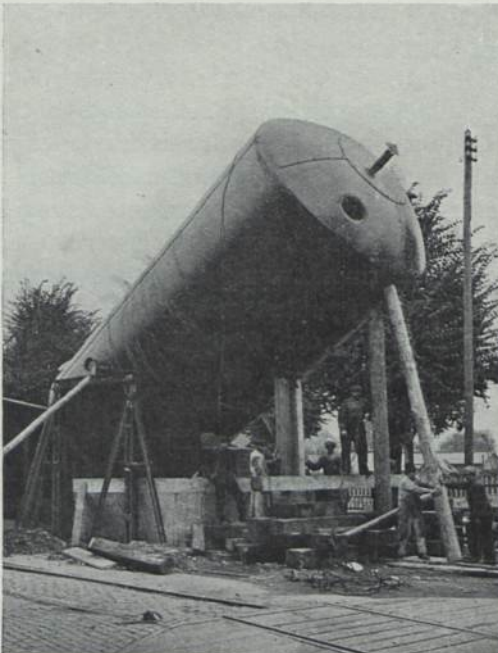
No 1

*Schweißen horizon-
taler Nähte in senk-
rechter Wand.*

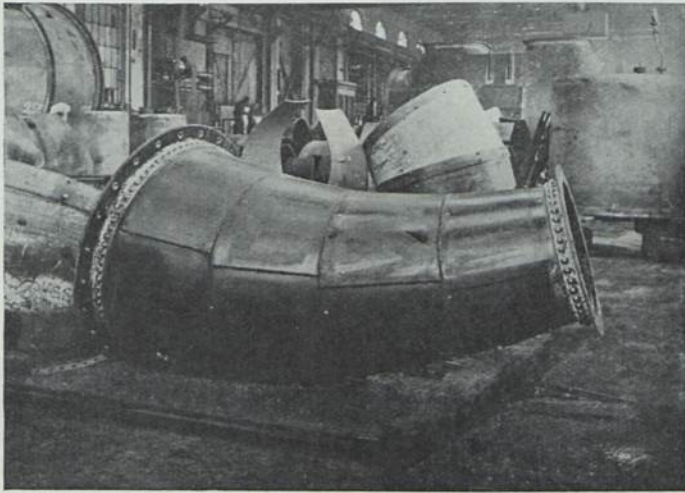


No 2

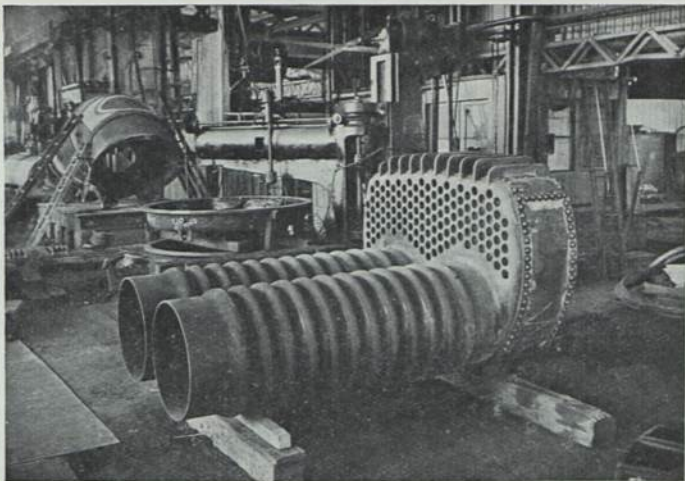
No. 1 & 2: Neue Methode von Prof. Keel für Oxy-Acetylen-Schweissung. Der Brenner wird dabei im Gegensatz zu der bisherigen Methode ruhig gehalten, während der Schweißdraht ähnlich wie die Elektrode bei der Lichtbogen-Schweissung hin- und her bewegt wird.



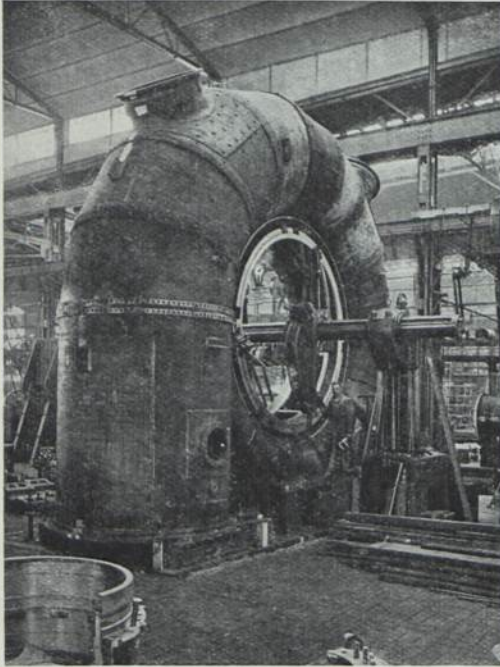
No. 3. Montage eines elektrisch geschweissten Wasserbehälters durch Aufreihen um provisorisch angeschweisste Drehzapfen.



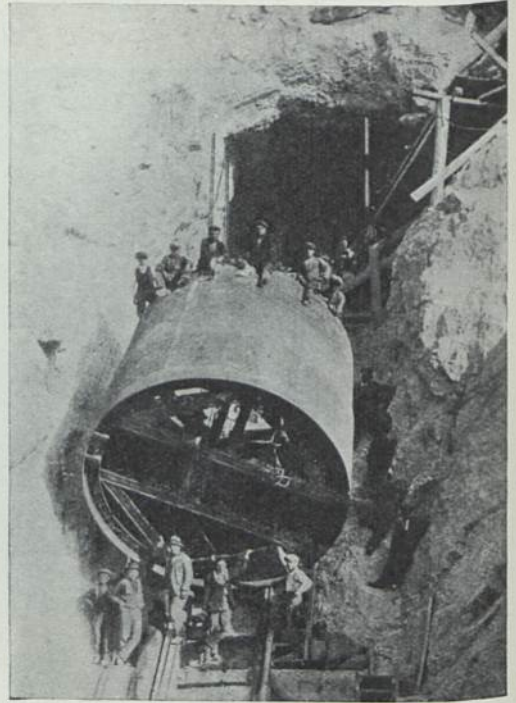
No. 4. Elektrisch geschweisstes gebogenes Konusrohr



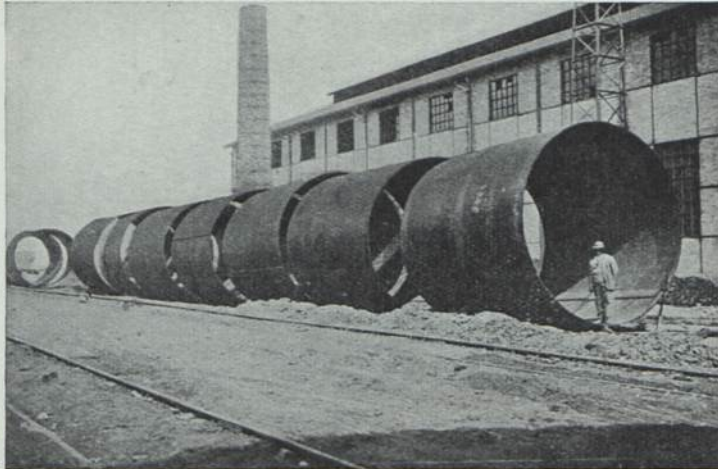
No. 5.
Elektrisch aufgeschweisste Stege auf der Feuerbüchse eines Schiffskessels



No. 6. Elektrisch geschweisstes Gehäuse einer Wasserturbine. Das Gehäuse ist des Transportes wegen in vier Teilen ausgeführt, die an Ort und Stelle genietet werden. Die sonst sichtbaren Nieten sind Heftnieten



No 8



No 7

No. 7 & 8: Elektrisch geschweisste Hochdruck-Rohrleitung, Gefälle ca. 200 m., Rohr-Durchmesser 4 m. Blechstärke bis 32 mm. Nickelstahl.

CALCUL RATIONNEL DES ÉLÉMENTS D'UN ASSEMBLAGE SOUDÉ

Bases expérimentales — Travail du Laboratoire de l'Université Libre de Bruxelles
en 1926—1927

par

H. DUSTIN

Professeur-Directeur du Laboratoire

Annexe: Etude analytique des tensions dans les cordons latéraux d'un
assemblage soudé

par

D. ROSENTHAL

Ingénieur-Assistant au Laboratoire des Matériaux de l'U.L.B.

Preliminaires.

En 1925 le laboratoire d'étude des Matériaux de l'U.L.B. a entrepris l'étude systématique des soudures électriques par arc en vue de fixer les règles à appliquer dans le calcul des assemblages soudés, plus spécialement des assemblages de charpentes ¹⁾.

Dans une première partie du travail (1925/1926) nous avons étudié la structure et les propriétés mécaniques du métal d'apport, pris en lui-même et l'influence de la soudure sur le métal de la pièce soudée.

Cette première étude nous a conduit aux conclusions suivantes ²⁾:

1°. Le fait qui domine tous les autres est la grande importance du choix de l'électrode;

2°. Le métal déposé par les électrodes de bonne qualité se comporte aux essais statiques comme du bon acier doux. Les valeurs trouvées pour Z.L.E., Z'' . L." E" ³⁾, sont normales et surtout régulières.

¹⁾ Ces essais ont été entrepris à l'initiative de la „Soudrue Electricque Autogène S. A. à Bruxelles, qui y a collaboré activement.

²⁾ Mémoire publié dans la R. U. M. de décembre 1926.

³⁾ Z-L-E sont: la charge de rupture, la limite élastique apparente, et le module d'élasticité à l'extension; Z''-L''-E'' sont les mêmes coefficients au cisaillement.

3°. Il s'ensuit que les dimensions des assemblages soudés pourront être soumises au calcul et déterminées avec sécurité.

4°. L'allongement à rupture (A1) est assez peu régulier. Dans le cas où il faudrait faire intervenir le travail de rupture d'un assemblage soudé, il sera prudent de ne tabler que sur des allongements assez faibles, mêmes avec de bonnes électrodes.

5°. L'essai de Charpy est absolument insuffisant, à lui seul, pour décider de la fragilité ou de la non-fragilité des soudures. Il est indispensable de procéder à des essais se rapprochant autant que possible des conditions de sollicitation en service.

Les électrodes étudiées se comportent vis-à-vis des sollicitations dynamiques de façons très différentes.

6°. Les essais de fatigue insuffisants doivent être repris. Tels quels, ils montrent qu'il faut se montrer prudent quant à l'emploi de la soudure dans les assemblages soumis à des efforts alternatifs répétés d'une certaine amplitude.

7°. L'ensemble des essais paraît mettre en évidence une propriété spéciale du métal d'apport: l'aptitude à la déchirure¹⁾, dont nous aurons à tenir compte dans le dessin des assemblages.

8°. L'exécution des soudures n'altère pas le métal soudé — tout au moins l'acier doux —. Elle agit comme un recuit de normalisation très localisé et ses effets sont exactement ceux de ce traitement thermique bien connu.

9°. Il n'y a aucune utilité à recuire les soudures.

Ayant acquis ainsi une connaissance suffisante du matériel „Soudure” nous avons pu entamer l'étude des éléments d'assemblages; cette seconde partie du travail qui a occupé notre laboratoire pendant la campagne 1926—1927 nous a conduit à des résultats qui sont résumés ci-après.

Classification des Assemblages.

Les assemblages utilisés en charpentes appartiennent à 3 types:

a. Assemblages bout à bout. — Ce type, assez rare actuellement, a été étudié complètement en chaudronnerie et nous n'y reviendrons plus. Nous savons qu'on réalise couramment des soudures bout à bout de pièces en acier doux ayant la même résistance que les pièces elles-mêmes¹⁾.

b. Assemblage sur gousset ou par recouvrement. — Ce type dérivant des formes de l'assemblage rivé est encore actuellement le plus fréquent mais cède peu à peu le pas au troisième type.

c. Assemblage direct sans recouvrement. — Ce type, peu fréquent encore, doit être considéré comme l'assemblage soudé de l'avenir. Il est le plus avantageux comme main d'oeuvre, comme consommation de soudure et surtout comme poids car il procure la meilleure utilisation de la section des profilés.

Les assemblages b. et c. ont, comme éléments de base, des cordons de soudure de profil triangulaire, déposés dans l'angle dièdre formé par les pièces à réunir. L'étude de ces cordons élémentaires est le but du présent travail.

¹⁾ Voir notamment les Bulletins annuels de l'Association suisse des propriétaires d'appareils à vapeur à partir de 1922.

Classification des Soudres.

En dépit de la variété infinie des assemblages utilisés en charpente, les cordons élémentaires ne peuvent se trouver que dans deux positions de sollicitation :

a. *La position frontale* définie par les croquis I et II.

b. *La position latérale* définie par le croquis III.

On peut envisager une position mixte; il est impossible d'en imaginer d'autres. Travaux déjà faits — Résultats obtenus.

Des essais de résistance sur assemblages élémentaires en tôles réunies par des cordons latéraux ou frontaux ont été faits par divers auteurs durant ces cinq dernières années — Citons en particulier :

Humphreys (Iron Age 1922) et Hoehn, Directeur de l'Association suisse des Propriétaires d'Appareils à vapeur (Bulletins annuels de l'association depuis 1922), dont les résultats ont servi de thème à de nombreux écrits publiés depuis sur la matière.

Hoehn qui a analysé soigneusement ses résultats d'essais, en tire des conclusions diverses, parmi lesquelles nous retiendrons :

a. la résistance unitaire des cordons frontaux décroît nettement quand la hauteur des cordons augmente.

b. la résistance unitaire des cordons latéraux décroît nettement quand la hauteur des cordons augmente.

c. la résistance unitaire des cordons latéraux par unité de longueur décroît légèrement quand la longueur des cordons augmente.

d. la résistance des cordons frontaux et latéraux varie très peu avec leur profil¹⁾.

Nous nous sommes proposés de vérifier ces conclusions tout d'abord par une observation attentive des modes de sollicitation et de rupture des cordons, ensuite par des essais systématiques exécutés en grand nombre (plus de 200) dans des conditions très exactement déterminées.

Sollicitation — Déformation — Rupture des Cordons.

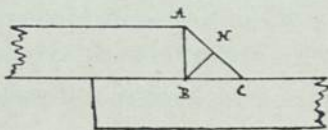
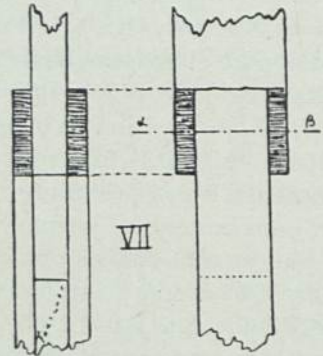
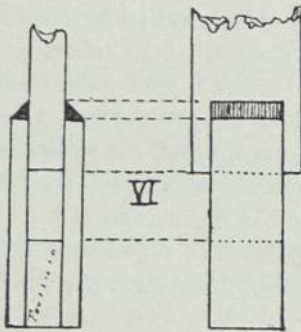
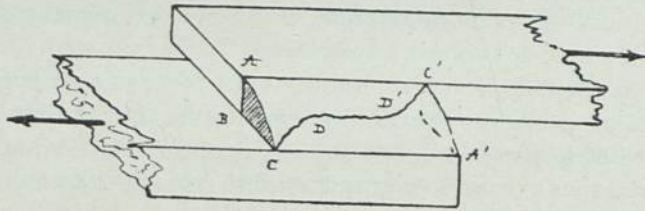
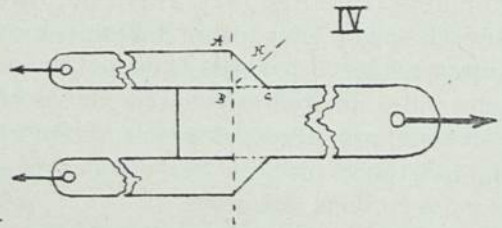
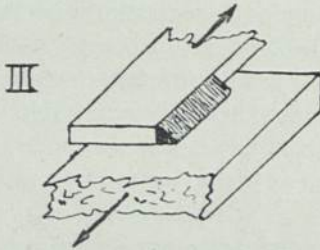
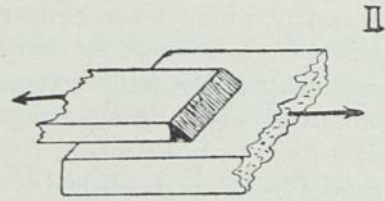
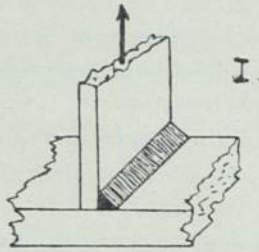
1°. *Cordons Frontaux.* Il s'agit d'une sollicitation plane, les propriétés élastiques du métal d'apport étant sensiblement les mêmes que celles des pièces assemblées (voir résultats de 1925/1926). Elle peut s'étudier par les méthodes de la photo élasticimétrie. L'observation au banc de Cocker, d'éprouvettes symétriques en xylonite disposées suivant la figure IV montre que la section AB est sollicitée par des tensions normales à peu près uniformément réparties, que cet état de sollicitation se prolonge dans la soudure jusque vers la hauteur BH du triangle ABC et devient ensuite de plus en plus confus à mesure qu'on s'approche de la section BC.

La rupture des cordons frontaux se produit régulièrement suivant une direction voisine de BH, presque sans déformation.

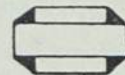
Tout semble donc se passer comme si le cordon frontal cédait à un effort d'extension simple à travers le plan de sa section minima (section dangereuse) BH — S'il en est bien ainsi on peut, connaissant la charge de rupture du métal d'apport, prévoir très exactement celle du cordon. En effet, nous avons trouvé :

¹⁾ Hoehn rapporte la résistance de ses éprouvettes soudées au cm² de la section latérale au frontale des couvre-joints directement en contact avec la soudure.

La „hauteur du cordon „est égale à l'épaisseur des couvre-joint.



Coupe d.-β



Hauteur AB (égale à l'épaisseur du couvre-joints) . .	5 m/m	10 m/m	15 m/m
Charge de rupture rapportée au m/m ² de la section :			
$BH = \frac{AB \sqrt{2}}{2}$	41.5 K.	39K 3	37K 4
Moyenne de	5 éprouvettes	6 éprouvettes	5 éprouvettes

La charge de rupture du métal d'apport était en moyenne de 39 K 8 avec des valeurs extrêmes de 37 et 52 Kgs (nombreuses éprouvettes tirées en 1925/1926).

Le profil du cordon était un triangle rectangle isocèle. L'hypothénuse BC laissée brute, était légèrement convexe pour les plus petites soudures et devenait plane ou très légèrement concave pour les plus grosses — La longueur des cordons était très exactement délimitée par fraisage.

La conclusion *a.* de Hoehn ne peut donc, selon nous, être maintenue. Cela est confirmé par les essais systématiques.

2°. Cordons Latéraux.

Il ne s'agit plus d'une sollicitation plane et la photoélasticimétrie ne peut nous aider. L'observation attentive des éprouvettes tractionnées montre que 1°) avant de rompre, les cordons latéraux exécutés avec de bonnes électrodes se déforment beaucoup et absorbent un travail important 2°. la rupture des cordons de longueur bien délimitée, par fraisage des extrémités, s'amorce aux points CC et se propage suivant un trajet qui contient une partie droite DD d'autant plus importante que le cordon est plus long et qui correspond à la hauteur BH du triangle de soudure. Il semble donc que tout se passe comme si les cordons latéraux cédaient à un effort de cisaillement dans le plan de leur section minima, compliqué d'efforts secondaires créés par une concentration de tensions inévitable aux extrémités.

S'il s'agit en ordre principal d'une sollicitation par glissement les essais à l'extensomètre mettront en évidence une limite élastique en rapport avec la limite élastique L' au glissement observée sur des éprouvettes bâties avec les mêmes électrodes. Sur une éprouvette convenablement dimensionnée on pourra distinguer très nettement les passages successifs par la limite élastique de la soudure et de chacune des pièces.

On constate que l'effort correspondant à la limite élastique de la soudure, rapporté au mm² de la section dangereuse varie entre 13K 5 et 12 K, la limite L' du métal d'apport étant de 15K 8 (essais de 1925/1926). Le déchet pourrait être attribué aux concentrations de tensions inévitables aux extrémités des cordons. En pratique courante l'extrémité des cordons n'est pas fraisée, cette concentration de tensions n'existe pas et on observe une augmentation de résistance importante (voir tableau des essais systématiques).

Dans ces conditions, contrairement à la conclusion *c.*, tirée par Hoehn de ses essais de 1922/1923, la résistance unitaire des cordons latéraux à bouts fraisés devrait

croître légèrement quand leur longueur augmente, puisque l'effet des extrémités va en s'atténuant. Nos essais systématiques confirment cette légère augmentation.

Dans ces conditions aussi sa conclusion *b.* — décroissance de la résistance unitaire avec la hauteur — ne devrait pas se vérifier. Nos essais systématiques fort nombreux prouvent au contraire que, comme l'avait observé Hoehn et Humphreys cette décroissance est réelle et très nette. La sollicitation réelle comporte donc autre chose qu'un effort de cisaillement uniformément réparti dans la section dangereuse.

Notre assistant, Mr. Rosenthal étudiant ce problème de sollicitation d'une manière purement analytique, est arrivé à une formule pour les tensions tangentielles, qui est assez conforme à l'expérience. (voir note-annexe de Mr. Rosenthal).

Travail de Rupture des Cordons Latéraux.

On peut s'en faire une bonne idée pratique par comparaison avec les rivets. Notre plus petite éprouvette ayant 4 cordons de 5 mm de haut et 20 mm de long est pratiquement équivalente à un bon rivet de 12 mm pris dans des tôles d'acier demi-dur.

Nous avons ainsi:

	Soudure	Rivet
Charge de rupture } Traction lente	7T74 (3 épr.)	8T25 (2 épr.)
Travail de rupture }	36 Kgm (3 épr.)	33,5 Kgm (2 épr.)
Choc de traction	50 Kgm (3 épr.)	50 Kgm (6 épr.)

Si nous plaçons le rivet dans des tôles d'acier doux, la déchirure partielle de la tôle porte le travail de rupture au voisinage de 100 Kgm; en portant la longueur des petits cordons de soudure à 30 ou 35 mm, nous avons obtenu régulièrement la rupture dans les tôles avec des travaux compris entre 94 et 107 Kgm

Profil des Cordons.

Le fait que les cordons rompent suivant la hauteur BH du triangle de soudure cadre mal avec la conclusion *d.* de Hoehn —: quasi-indépendance de la résistance unitaire avec le profil. Pour des cordons frontaux de hauteur moyenne (12 mm.) passant d'un profil très convexe (quart de cercle) à un profil franchement concave, cet auteur observe une réduction de résistance de 11½ % seulement. En prenant les soudures d'importance analogue (10 mm.) nous avons vu la résistance tomber de 1/3 environ, en passant d'un profil plan à un profil concave en demi-quart de cercle réalisé par fraisage, ce qui est mieux en rapport avec nos autres observations¹⁾.

Mais la valeur de BH qui mesure la section de moindre résistance du cordon varie encore avec 2 facteurs qui ont assez peu attiré l'attention des auteurs, c'est ce que nous avons appelé la „longueur du pied” et „défaut dans l'angle”.

¹⁾ Mr. Hoehn paraît avoir renoncé actuellement à ses conclusions c) et d).

Nous avons les relations géométriques suivantes dans le triangle de soudure:

si $\frac{BC}{BA} = n$, $BH = AB \frac{n}{\sqrt{n^2 + 1}}$ rapport qui varie rapidement avec n tant que

$\frac{BC}{BA} = n$ est moindre que 1, et ensuite beaucoup plus lentement. Nous aurons à distinguer suivant la valeur de n , des cordons — isocèles, raccourcis, allongés. La forme de la fonction $\frac{n}{\sqrt{n^2 + 1}}$ montre que par rapport aux cordons isocèles la résistance des cordons raccourcis diminuera très vite tandis que celle des cordons allongés augmentera très peu. Ceci est confirmé par les essais systématiques.

Ayant pratiqué de nombreuses sections dans des éprouvettes et dans des assemblages industriels, nous avons constaté la présence quasi-permanente d'un petit défaut dans l'angle B, défaut difficile à éliminer en travail courant et dont l'importance croît avec l'épaisseur du cordon et est pratiquement constante pour une électrode déterminée.

Nous avons considéré ce léger défaut comme un élément normal du profil. La société qui a fourni les électrodes pour nos essais, guidée par nos observations a pu dès à présent, réaliser des électrodes facilitant grandement l'élimination de cette imperfection.

Resume des Essais Systématiques.

Choix de l'électrode. — Nous avons adopté pour *tous* nos essais des électrodes enduites déposant un acier doux ayant les caractéristiques mécaniques suivantes:
 $Z = 39/40$ Kgs — $L = 28/30$ Kgs — $A1 = 15/20$ % — $E = 20.500$ } essais de
 $Z'' = 28/29$ Kgs — $L'' = 15\frac{1}{2}$ Kgs — $E'' = 15.400$ } 1925/1926.

Métal très analogue à celui des profilés du commerce que nous voulons assembler. Electrode de bonne qualité à fort allongement en usage dans divers pays, et qui nous paraît bien convenir pour déterminer des règles d'application courante ¹⁾.

Aucune de nos éprouvettes, pas plus celles des essais systématiques que celles des observations précédentes, n'a été l'objet d'un recuit ni d'un traitement thermique quelconque. Nos essais 1925/1926 ont d'ailleurs montré que cela était peu utile.

Elements du Profil du cordon a reproduire dans les essais.

Ils sont grandement réduits par l'observation suivante appuyée sur des considérations de pratique industrielle trop longues à développer ici: dans un travail systématique et standardisé, le profil tend rapidement vers une forme constante déterminée, surtout par la nature de l'électrode, un peu par l'épaisseur des pièces à assembler, presque pas par l'ouvrier dont l'influence personnelle disparaît — Tous nos cordons ont ce profil normal ou naturel qui est, avec l'électrode adoptée, légè-

¹⁾ Nos expériences de 1925/1926/1927 ont montré qu'il était peu rationnel de faire usage d'électrodes déposant un métal d'apport notablement plus résistant que celui des pièces à assembler, cela est peu économique, cela peut être dangereux.

rement convexe pour les petites épaisseurs, plan pour les moyennes avec tendance à devenir très légèrement concave pour les plus fortes.

Longueur des Cordons.

Tous les cordons sont mis à longueur exacte par fraisage des bouts, sauf indication contraire.

Forme des Éprouvettes.

Elles étaient symétriques et conformes à fig. V et VI afin d'éviter tout effort anormal.

Tout cela étant fixé, nous avons procédé aux nombreuses séries d'essais systématiques dont les résultats sont groupés dans le tableau ci-annexé.

Le gros chiffre placé au centre de chaque case donne la charge de rupture moyenne sur un nombre d'éprouvettes indiqué par le petit chiffre porté à sa droite. L'état du défaut d'angle est figuré par une initiale à sa gauche (n normal — p. petit — 0 nul). La lettre au dessous renvoie à un tableau d'observations.

Observations Pratiques.

Dans la pratique normale on ne fait pas des assemblages résistant avec des cordons „allongés” qui sont peu intéressants, ni avec des cordons „raccourcis” que tout le monde sait être dangereux. Les cordons sont isocèles ou très légèrement allongés = c'est d'ailleurs cette forme qui correspond pour l'ouvrier ou maximum de commodité ou de rapidité d'exécution.

CONCLUSIONS — RÈGLES

De l'analyse du tableau et de l'observation qui précède on peut déduire les règles pratiques suivantes pour les assemblages de charpentes. Nous les proposons à titre provisoire et les appliquons à l'assemblage des profilés du commerce, dont notre laboratoire poursuit l'étude.

Ces règles sont extrêmement simples.

1. Hormis les assemblages de pièces bout à bout, tous les assemblages de charpentes, peuvent se réaliser au moyen de cordons élémentaires de soudure qui sont disposés dans l'une des trois positions de sollicitation: frontale, latérale, mixte.
2. Ces cordons sont exécutés au moyen d'électrodes qui, outre les qualités à exiger d'une bonne électrode, posséderont les caractéristiques suivantes:
 - a. le métal déposé sera de l'acier doux ayant une résistance de 38/40 Kgs par mm² et un allongement proportionnel de 15 à 20 %.
 - b. le profil „normal” ou „naturel” du cordon déposé sera plan ou légèrement convexe, jamais notablement concave.
3. Dans ces conditions, pour des cordons frontaux on peut tabler avec sécuri-

ESSAIS SYSTÉMATIQUES

Charge de rupture du joint soudé en Tonnes par cm² de la section d'adhérence au couvre-joint

Long. de chaque cordon.	Hauteur des cordons = épaisseur des couvre-joint.								
	5 m/m.			10 m/m.			15 mm.		
	Pied de:		×	Pied de:			Pied de:		
⁸ / ₁₀ mm.	⁵ / ₆ mm.	15 m/m.		10 mm.	5 mm.	20 mm.	15 mm.	10 mm.	
	I. CORDONS LATÉRAUX (bouts fraisés)								
20m/m	2.12 p 6	2.08 p 3	—	1.76 n 3	1.57 n 3	1.02 n 3	1.72 p 3	1.50 p 3	1.29 p 4
25	2.12 p 6	—	soudure difficile	—	—	—	—	1.60	—
30	2.20 p 3	2.06 p 3		1.84 4 3	1.65 4 4	1.07 n 6	—	—	1.27 p 4
35	2.22 p 2	2.10 p 6		1.825 n 3	—	—	1.82 p 3	1.65 p 6	1.40 0*3
40	2.29 p 6	2.10 p 6		—	1.675 n 4	—	—	—	1.25 p 4
45	—	1.96 p LE 3		—	—	—	—	1.41 p × 3	—
50	1.95 p 5	1.87 p 12		—	1.52 n LE 7	1.05 1	—	—	—
50					1.91 0 R* 3				
	II. CORDONS LATÉRAUX (bouts bruts)								
20	—	2.32 p 3	—	—	2.00 p 3	—	—	2.28 p 3	—
30	2.38 p 3	—	—	—	2.09 p 3	—	—	1.96 p 3	—
	III. CORDONS LATÉRAUX (profil creux)								
40	—	—	—	—	1.15 p 3	—	—	—	—
	IV. CORDONS FRONTAUX (bouts fraisés)								
50	2.93 n 3	2.90 n 3	—	2.80 n 3	2.77 n 6	—	—	2.64 n 5	—

OBSERVATIONS

*) Electrode améliorée. Elimination complète du défaut d'angle. R.

R. Couvre-joint renforcés.

L. E. La limite élastique des course-joint est dépassée. Réduction de la charge de rupture par effets secondaires.

× rupture dans le: couvre-joint.

té sur une résistance de $2T6$ par cm^2 de la section de la pièce directement intéressée. Pour des profilés du commerce ayant une résistance voisine de 40 Kgs, on peut dire: le cordon frontal équivaut à 65 % ou $2/3$ de la section directement intéressée.

4. Dans ces conditions, pour les *cordons latéraux*, on peut tabler avec sécurité sur une résistance variant de $1T6$ à $2T$ par cm^2 de la section de la pièce directement intéressée, suivant la hauteur des cordons. Pour des profilés du commerce ayant une résistance voisine de 40 Kgs on peut dire: un cordon latéral équivaut à une fraction de la section directement intéressée variant entre 50% ou $1/2$ et 40% ou $2/5$ suivant la hauteur du cordon.

5. Il sera prudent de traiter les *cordons „mixtes”* comme des cordons latéraux dès qu'ils feront un angle notable (disons 30°) avec la normale à l'axe des pièces assemblées.

6. Quand on visera — cas habituel — uniquement la résistance aux efforts statiques, on développera en premier lieu les cordons frontaux qui sont plus avantageux. Au contraire, quand on visera la résistance dynamique on développera de préférence les cordons latéraux.

Note de Mr. ROSENTHAL

Étude analytique des tensions dans les cordons latéraux

§ 1. L'étude porte sur un essai de calcul des tensions dans la soudure d'une éprouvette représentée à la fig. 1, c'est-à-dire du modèle utilisé par le laboratoire U.L.B. pour les essais mécaniques ¹⁾. Les cordons de soudure sont supposés isocèles ²⁾ et les dimensions des plats proportionnées de façon à provoquer, pour une longueur normale des cordons (40—45 m/m), la rupture *par glissement* dans la soudure avant que la limite élastique des plats soit dépassée. Les déformations dans les plats peuvent, par conséquent, être considérées comme suffisamment petites par rapport aux déformations dans la soudure.

§ 2. La disposition des coordonnées est représentée sur la fig. 1. La section étudiée est constituée par 4 cordons de soudure (surfaces hachurées), disposés symétriquement par rapport aux axes des y et des z.

Nous désignons: 1) par $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ les tensions normales, 2) par $\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ les tensions tangentielles, 3) par u, v, w, les déformations suivant x, y, z 4) par $\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$ les allongements, 5) par $\gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}$ les glissements et 6) par E et G les modules de dilatation et de glissement.

Pour le développement mathématique nous faisons appel: 1) aux équations d'équilibre élastique, 2) aux équations d'équilibre sur le contour, 3) aux équations résultant de la loi de Hook et 4) aux équations de compatibilité ³⁾.

§ 3. Nos expériences ont montré ³⁾: 1) que la rupture dans les cordons se fait

¹⁾ L'étude analytique d'une éprouvette frontals, relativement beaucoup plus simple, paraîtra avec les résultats d'examen photo-lastique.

²⁾ Nous empruntons ces équations à l'ouvrage „Zwang u. Drang” de MM. et A. et L. Föppl. 1920 § 2 & 8.

³⁾ Voir communication de Mr. Dustin.

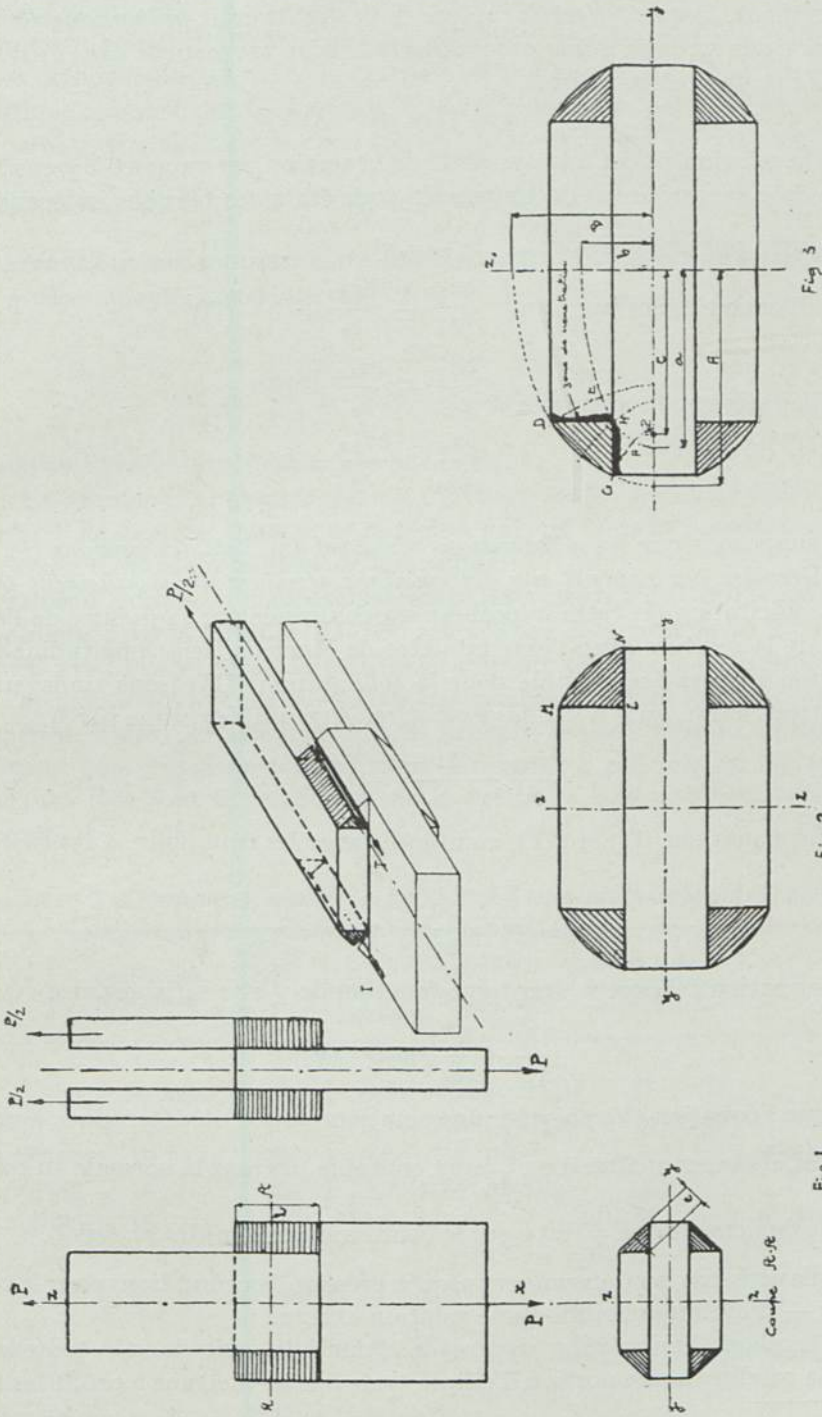


Fig. 1

Fig. 2

Fig. 3

par glissement, 2) que l'effort de rupture, P (v. fig. 1) croît proportionnellement à la longueur l des cordons. Nous posons que la tension tangentielle dans la soudure est indépendante de x , c'est-à-dire

$$\tau = f(y, z) \quad (\text{A})$$

Grâce à la relation (A) et à la symétrie de la section par rapport à y et z , la sollicitation dans la soudure se décompose en trois états des tensions indépendants:

1. traction pure, définie par $\sigma_x = c^t$ (I)

2. cisaillement défini par $\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} = 0$ (II)

3. sollicitation plane, conduisant à l'équation d'Airy: $\frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{xz}}{\partial z} = 0$ (III)
 $\frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} = 0$

Nous supposons que les déformations résultant des états des tensions (I) et (III) sont négligeables par rapport aux déformations résultant du cisaillement pur (II). Pour la sollicitation (I) cette hypothèse est confirmée par la mesure de l'allongement ϵ_x de la soudure avec l'extensomètre de Martens (sens longitudinal). Cette vérification n'a pas été possible pour la sollicitation (III) (sens transversal).

Admettons enfin, qu'il n'y a pas de distorsion ce qui s'exprime par ¹⁾.

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial z} - \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial y} = 0 \quad (\text{IV})$$

§ 4. Les équations (II) et (IV), combinées avec les équations d'élasticité 3) § 2 donnent:

$$\tau_{xy} = G \frac{\partial u}{\partial y}; \quad \tau_{xz} = G \frac{\partial u}{\partial z}$$

u , la déformation suivant x , étant une fonction de y et z satisfaisant à

$$\frac{\partial^2 u}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} = 0 \quad (\text{V})$$

Pour que l'équation (V) présente une solution unique ou déterminée à une constante près, il faut connaître u ou $\frac{du}{dn}$ aux contours (n étant la normale au contour).

On vérifie facilement que $\frac{du}{dn}$ est 0 sur le contour extérieur MN (v. fig. 2).

Nous n'avons pas pu déterminer jusqu'à présent, les conditions pour le contour intérieur — d'où impossibilité d'une solution exacte.

§ 5. Cherchons une solution approchée. Pour cela assimilons le contour extérieur de la soudure à une portion d'ellipse (voir fig. 3). Mettant à profit les mêmes

¹⁾ Voir „Zwang à Drang" l.c.

propriétés élastiques des fers plats et de la soudure, délimitons cette dernière intérieurement par un contour arbitraire, constitué par les portions DE et GF des courbes orthogonales au contour extérieur et par la portion FE d'une ellipse homothétique, passant par H. La faible épaisseur des plats par rapport à la largeur nous permet de considérer comme très petite la variation de u le long de DE et GF; nous posons donc $u = ct$ le long de D E et GF et $\frac{du}{dn} = 0$ le long de EF.

Les conditions aux contours étant fixées nous trouvons facilement pour un point (y, z) quelconque de la soudure (fig. 3)

$$\tau = \frac{P}{4.l.ln. \frac{A+B}{a+b} \sqrt{(y^2-z^2-c^2)^2 + 4y^2z^2}} \quad (VI)$$

P et l ont la signification donnée par la fig. 1.

§ 6. La formule (VI) montre que τ_{\max} arrive pour les points les plus rapprochés du foyer P de l'ellipse, donc pour la région FH: on observe, en effet, que la rupture débute dans la profondeur de la soudure.

Le tableau 2 donne la comparaison entre les valeurs P/l (t/cmct) expérimentales et obtenues par la formule (VI) (On y a admis τ à la rupture = 29 Kg/mm² ¹⁾: d'accord avec l'expérience, la résistance unitaire calculée de la soudure diminue avec l'épaisseur des fers plats. — Mais la concordance entre les valeurs théoriques et expérimentales, parfaite pour 5 m/m, acceptable pour 10 m/m, devient peu satisfaisante pour l'épaisseur de 15 m/m — résultat à prévoir, car les approximations faites (§5) sont de moins en moins justifiées lorsque l'épaisseur des plats augmente.

TABLEAU 2. Comparaison entre les valeurs P/l (t/cmct) théoriques et expérimentales

Date de l'essai	Dimensions des plats.	épaisseur E = larg %	Valeur de P/e		Ecart entre la moy, et la valeur calculée	Remarque.
			Calculée	Moyenne des essais		
28/2—27	60 × 5 m/m ²	8,3	4,26	4,25(±5%)	0 %	2 essais seulement
6/5—27	60 × 10	16,6	8,10	7,8 (±5%)	—3,75 %	
11/7—27	50 × 10	20	8,0	7,8	—2,5 %	
29/1—27	50 × 15	30	11,7	10,2 (±5%)	—12,8 %	
11/7—27	70 × 15	21,4	11,9	(10,8)	<—9 %	

¹⁾ Mémoire publié dans la R. U. M. de décembre 1926.

DISCUSSION

Dr. WELTER, Frankfurt

Dans sa conférence bien intéressante M. le Prof. Dustin a constaté, que la résistance d'une soudure est en rapport direct de la hauteur B. H. et qu'une soudure avec l'hypothénuse concave est défectueuse à cause d'une résistance insuffisante. Par conséquent on serait porté à agrandir BH et l'on arriverait à une hypothénuse convexe, ou même au cas extrême à une soudure carrée A B C H'. Une pareille soudure devait avoir le maximum de résistance. Je serai bien reconnaissant, si M. Dustin voudrait nous donner une courte explication, pourquoi on ne fait pas en pratique les soudures convexes avec une plus grande résistance, au lieu de les faire triangulaires.

Réponse de M. le Prof. DUSTIN

Au point de vue économique il n'est pas intéressant, de s'écarter des cordons de soudures, ayant le profil, que nous avons appelé naturel. L'augmentation de dépense en courant, électrodes et salaire est beaucoup plus forte que l'augmentation de la résistance.

PRÜFUNG UND EICHUNG VON FESTIGKEITSPROBIER- MASCHINEN ¹⁾

von

PROF. K. MEMMLER

Überall da, wo wir Festigkeitseigenschaften unserer Werkstoffe zu ermitteln haben, ist die Festigkeitsprobiermaschine das wichtigste Gerät im Prüflaboratorium geworden. Es verlohnt sich daher, die hiermit in Zusammenhang stehenden praktischen Fragen der Prüfung und Eichung solcher Festigkeitsprobiermaschinen vor diesem Kongresse zu erörtern.

Die Festigkeitsprobiermaschine ist letzten Endes ein Messgerät. Deswegen ist von den drei Hauptteilen einer Festigkeitsprobiermaschine — *Krafterzeuger*, auch Spannwerk oder Antriebsvorrichtung genannt, *Kraftanzeiger* oder Kraftmessvorrichtung und *Maschinengestell* oder Maschinenrahmen — die Kraftmessvorrichtung unstreitig der wichtigste. Von ihrer zweckmässigen Bauart, ihrer sauberen werkstattmässigen Ausführung, ihrer Widerstandsfähigkeit gegen häufige Beanspruchungen im Betriebe, ihrer sorgfältigen Wartung und Instandhaltung hängt die Zuverlässigkeit der Kraftanzeige der Maschine ab, die letzten Endes den Gebrauchswert der ganzen Maschine bestimmt. Dass eine Kraftmessvorrichtung richtig anzeigen muss, wenn eine Festigkeitsprüfung überhaupt einen Wert haben soll, ist an sich eine selbstverständliche Forderung, der aber, wenigstens in der industriellen Praxis noch keineswegs immer genügend Beachtung geschenkt wird, sei es, dass man allzu vertrauensselig die Anzeige der Maschine einfach als richtig hin nimmt, oder sei es, dass man die Maschine, die wie jedes andere Messgerät gut behandelt sein will, in der Werkstatt unzulänglich unterbringt und es an der notwendigen Wartung und Pflege fehlen lässt.

Die Ausbildung des Eich- und Messwesens für die Zwecke der Untersuchung von Festigkeitsprobiermaschinen hat sich mein Amt, das Staatliche Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem (St. M. P. A.) besonders angelegen sein lassen. Das Wesentliche und Wissenswerte dieses Arbeitsgebietes Ihnen hier kurz zu erläutern, wollen Sie mir freundlichst gestatten.

Welche Genauigkeit der Lastanzeige wird man als ausreichend bezeichnen kön-

¹⁾ Der Vortrag war von zahlreichen Lichtbildern begleitet, auf deren Wiedergabe an dieser Stelle wegen des Raumbedarfs verzichtet werden muss.

nen? Für Festigkeitsprobiemaschinen, die vorwiegend zur Prüfung von metallischen Werkstoffen Verwendung finden, erachtet das M. P. A. Fehler der Lastanzeige bis zu ± 1 v. 100 noch als zulässig. Eine grössere Genauigkeit zu erzielen ist zwar möglich, lohnt aber den hierzu erforderlichen Aufwand in Ansehung der natürlichen Ungleichförmigkeit unserer metallischen Werkstoffe in der Regel nicht. Aus dem gleichen Grunde kann man sich bei Festigkeitsprobiemaschinen, die überwiegend oder ausschliesslich zur Prüfung von Stoffen mit noch geringerem Gleichförmigkeitsgrad z.B. Beton, natürliche und künstliche Bausteine, Zement und Bindemittel u.s.w. Verwendung finden, im allgemeinen mit einem Genauigkeitsgrad von $\pm 2,5$ v. 100 der Lastanzeige begnügen.

Die natürlichste und sicherste Eichmethode wäre nun selbstverständlich die Prüfung des Kraftmessers durch direkte Gewichtsbelastung d.h. unter Verwendung geeichter Gewichte, die unmittelbar am Kraftmesser anzuhängen wären. Bei kleineren Maschinen wird diese Methode auch benutzt, sie verbietet sich aber natürlich wegen der Unhandlichkeit schwerer Gewichte von selbst bei Maschinen mit grösserer Kraftleistung, wie sie ja für die Metall- u. Baustoffprüfung die Regel bilden.

Eine andere ältere Methode ist die Verwendung von sogenannten Kontrollhebeln oder Kontrollwagen, die häufig noch heute bei Lieferung einer Maschine vom Hersteller mitgeliefert werden. Diese Kontrollgeräte arbeiten in der Regel mit kleinerer Übersetzung als der Kraftmesser der Maschine und erfordern deshalb zur Untersuchung des ganzen Messbereichs eine grössere Anzahl unhandlicher Gewichte; ferner besteht die Gefahr, dass durch den meist unvermeidlichen seitlichen Zug das Hebelsystem des Kraftmessers in Unordnung gebracht wird und dadurch fehlerhafte Anzeigen zu Stande kommen. Begnügt man sich hierbei damit, nur einen Teil des Messbereichs zu untersuchen, so gewinnt man keinen Einblick in den wirklichen Verlauf der Fehlerkurve des Kraftmessers.

Damit berühre ich einen Gesichtspunkt, der bei verschiedenen in der Praxis gebräuchlichen Prüfmethode für Kraftmesser oft völlig ausser Acht gelassen wird. Der Kraftmesser hat nämlich nur sehr selten einen über seinen ganzen Messbereich konstant verlaufenden Fehler, vielmehr verläuft die Fehlergrösse unter dem Einfluss der während der Belastungssteigerung wechselnden Reibungswiderstände, einer etwaigen Änderung der Übersetzungsverhältnisse oder der Ungenauigkeiten in den Triebwerken von Anzeigegeräten (Manometer u. a.) meist unregelmässig nach einer mehr oder weniger gekrümmten Kurve.

Es ist daher im allgemeinen sehr gewagt, die Eichung eines Kraftmessers auf einen oder nur einige wenige Punkte des Messbereichs zu gründen. Ein Verfahren, das hier und da auch noch gebraucht wird, bei dem ein ständig bereitgehaltenes unveränderliches Kontrollgewicht in die Einspannklaue der Zerreiissmaschine gehängt wird, hat daher gar keinen Wert, weil dadurch nur eine einzige Kraftanzeige des Messbereichs möglicherweise als richtig erwiesen wird; während schon in aller nächster Nähe die Kraftanzeige ganz falsch sein kann.

Aus dem gleichen Grunde wertlos, ist auch die noch immer in praktischen Krei-

sen sehr beliebte Methode, eine F. ¹⁾ durch Serien von Zerreihsstäben zu prüfen, indem man die auf ihr an mehreren dieser Stäbe erzielten Bruchlasten mit denjenigen vergleicht, die auf einer geeichten amtlichen Vergleichsmaschine mit Stäben gleicher Abmessung aus der gleichen Serie, also dem gleichen Material erhalten wurden. Abgesehen davon, dass wegen der natürlichen Ungleichförmigkeit des metallischen Werkstoffes, aus dem die Zerreihsstäbe gefertigt wurden, das Verfahren an sich zu ungenau wird, kann es auch nie mehr als einen nur sehr unzulänglichen Beweis für die Richtigkeit der Lastanzeige in einem eng begrenzten Ausschnitt aus dem Messbereich des Kraftmessers liefern.

Nicht viel besser ist auch das Verfahren, bei dem zur Eichung des Kraftmessers sogenannte Crusher, d.h. kleine Druckzylinder aus weichem, möglichst gleichmäßigem Kupfer verwendet werden, deren plastische Stauchung als Kräfte-mass benutzt wird. Von einzelnen Firmen werden solche Zylinder geliefert mit Angabe der Stauchung, die sie bei Innehaltung gewisser Versuchsbedingungen unter bestimmten Druckbelastungen erfahren müssen, wenn der Kraftmesser der betreffenden Maschine richtig ist. Das Verfahren ist nicht besonders genau, weil die Oberflächenbeschaffenheit der Druckplatten, die Temperatur und die Dauer der Belastung Einfluss ausüben können. Man kann allerdings mit dem Verfahren durch Vermehrung der Zahl gleichzeitig zu drückender Versuchskörper wenigstens einen größeren Teil des Messbereichs in die Untersuchung einbeziehen und insofern ist es der vorerwähnten Prüfung mit Zerreihsstäben vorzuziehen; es mag gelegentlich auch am Platze sein, wenn es sich um Eichung von Druckpressen mit sehr geringer Bauhöhe zwischen den Druckplatten handelt, bei denen aus diesem Grunde andere, bessere Verfahren nicht anwendbar sind.

Das St. M. P. A. hat seit Jahrzehnten diese unzulänglichen Behelfsverfahren verlassen und ein Verfahren ausgearbeitet, das unter dem Namen „Kontrollstabverfahren“ bekannt geworden ist und für amtliche Eichungen in Deutschland fast ausschliesslich Verwendung findet.

Zur Herstellung der Kontrollstäbe wird hochwertiger Spezialstahl verwendet, der bis zu 35 kg/qmm Beanspruchung praktisch nur rein elastische Formänderungen aufweisen darf. Der Stab muss in seinem zylindrischen Querschnitt so bemessen werden, dass er bis zur Höchstlast, der er ausgesetzt werden soll, keine bleibende Längenänderung erfährt. Um dieser Forderung zu genügen und gleichzeitig bei Kontrollstäben für grosse F. nicht zu so unhandlichen Abmessungen der Stäbe zu gelangen, dass ihre Einspannung in die Maschine auf Schwierigkeiten stösst, ist man eben genötigt, so hochwertiges Stahlmaterial zu verwenden, wie oben angegeben.

Zur Eichung wird der Stab zunächst in einem Belastungsapparat mit direkter Gewichtsbelastung stufenweise von T zu T bis zu 10 T belastet; bei jeder Belastungsstufe wird mit Hilfe des Martens-Spiegel-Feinmessgerätes die elastische Dehnung — Soll ermittelt. Ich setze die Kenntnis dieses ja allgemein gebräuchlichen Mar-

¹⁾ Im Folgenden gebrauchte Abkürzung für „Festigkeitsprobiermaschine“.

tens-Apparates bei Ihnen voraus und erinnere nur daran, dass mit ihm die Längenänderungen bei normaler Übersetzung des Apparates in der Grössenordnung von 1/10.000 mm gemessen werden. Über die methodischen Fehler dieses Gerätes, ihre Grössenordnung und ihre Berücksichtigung für Kontrollstabeichungen ist von meinem Mitarbeiter *Jensch* eine umfassende Abhandlung in den Mitteilungen aus dem St. M. P. A. 1920 I erschienen, auf die ich hier nur verweisen möchte, um nicht zu ausführlich werden zu müssen. Die Belastungsreihen werden am Hoppeapparat solange unter wiederholter Veränderung der Stablage, mehrfach erneuertem Ansetzen des Messgerätes u. genauer Beobachtung der Wärmeeinflüsse wiederholt, bis ein ausreichendes Zahlenmaterial vorliegt, um für jede Belastungsstufe das zugehörige mittlere elastische Dehnungs-Soll des Stabes zuverlässig bestimmen zu können.

Die seit Jahrzehnten im M. P. A. ausgeführten zahlreichen Prüfungen solcher Kontrollstäbe der verschiedensten Abmessungen im Hoppeapparat haben sehr deutlich erwiesen, dass die Hooke'sche Annahme der Proportionalität zwischen Spannung und elastischer Dehnung nur eine erste Annäherung an das noch unbekanntere allgemeine Elastizitätsgesetz darstellt, die nur für niedrige Spannungen allenfalls zulässig ist. *Jensch* hat bewiesen, dass für das Kontrollstabmaterial die Beziehung zwischen Belastung P und der Dehnung λ eines Stabes sich sehr genau durch die Gleichung

$$\lambda = \frac{P l_0}{E_0 F_0} + n \frac{P^2 l_0}{E_0^2 F_0^2} + \dots$$

wiedergeben lässt, wenn l_0 die Messstrecke, für welche die Dehnung gilt, F_0 den Anfangsquerschnitt des Stabes und E_0 den Elastizitätsmodul für den Beginn der Belastung bedeutet. Das dritte kubische Glied der Gleichung kommt für normales Kontrollstabmaterial nicht mehr in Betracht und ist daher meist entbehrlich. Der Faktor n des zweiten Gliedes gibt an, um wieviel E (kg/qmm) abnimmt, wenn die Spannung P/F um 1 kg/qmm steigt; n liegt in der Regel zwischen 5 und 7.

Mit Hilfe dieser Formel ist es möglich, bei stärkeren Stäben auch jenseits der Belastung von 10 T, die unmittelbar durch geeichte Gewichtsscheiben im Hoppeapparat an den Stab angehängt werden können, den Verlauf der elastischen Dehnungssollkurve des Stabes zu ermitteln. Für Stäbe bis zu 50 T Maximalbelastung ist im übrigen durch direkte Gewichtsbelastung an Vorrichtungen, die die Firma Krupp in Essen besitzt, der Nachweis der Richtigkeit der Formel bis zur Höchstlast von 50 T einwandfrei erbracht worden.

Nach Beendigung der Eichung des Stabes auf dem Hoppeapparat bis zu 10 T werden die grösseren Stäbe auf geeichten Prüfmaschinen des Amtes in gleicher Weise in Stufen bis zu der für sie vorgesehenen Höchstbelastung weiter geeicht. Hierbei ermöglicht die obige theoretische Formel die kritische Würdigung der empirisch gewonnenen elastischen Stabdehnungen; es muss sich nämlich mit ausreichender Näherung eine Übereinstimmung der theoretisch ermittelten Solldehnungskurve mit derjenigen auf Grund der beobachteten Dehnungswerte ergeben,

wenn anders nicht die zur Eichung verwendete Maschine bzw. deren Kraftmesser seine Sollwerte verändert hat oder aber andere ungewöhnliche Erscheinungen vorliegen, denen dann natürlich nachgegangen werden muss, ehe der Kontrollstab als geeicht abzugeben ist.

Bei ganz grossen Stäben (300 T. u. darüber), die sich ihrer Abmessungen wegen der direkten Gewichtsbelastung im Hoppeapparat entziehen, muss ein indirektes Eichverfahren eingeschlagen werden, indem solche Stäbe mit geeichten Kontrollstäben kleinerer Abmessungen, z.B. einem 100 T-Stab, in einer geeichten Prüfmaschine zusammengeschlossen belastet werden und nunmehr rückschliessend von der Solldehnungskurve des kleinen Stabes aus die Dehnungswerte am grossen Stabe ermittelt werden.

Mit Hilfe der Gleichung von Jensch ist das gesamte Eichverfahren für Kontrollstäbe auf eine so sichere Grundlage gestellt worden, dass nach dem Stande unserer jahrzehntelangen Erfahrungen der Kontrollstab zur Eichung von F. als das denkbar sicherste Gerät anzusehen ist, das überdies in seiner elastischen Dehnung ein unveränderliches Kräftemass darstellt, solange der Stab nicht über seine Höchstlast hinaus belastet wird.

Die Eichung einer F. mit Kontrollstäben geht nun wie folgt vor sich: In Anlehnung an den Eichvorgang wird der Kontrollstab in der zu prüfenden F. nach der Anzeige ihres Kraftmessers den in Stufen gesteigerten Belastungen ausgesetzt, wobei dann wiederum die zugehörigen Formänderungen des Kontrollstabes mit Hilfe des Martens-Gerätes beobachtet werden. Aus dem Vergleich dieser Werte mit den Solldehnungen des Kontrollstabes ergibt sich, ob die Anzeige des Kraftmessers richtig oder inwieweit sie fehlerhaft ist. Überschreitet der Fehler die oben erwähnten Grenzen von ± 1 bzw. 2,5 v. H. nicht, so kann er im allgemeinen vernachlässigt werden, andernfalls ist er, wenn er nicht durch entsprechende Justierung der Kraftmesserübersetzung oder andere geeignete Massnahmen ganz beseitigt werden kann, bei den mit der Maschine festgestellten Prüfergebnissen zu berücksichtigen.

Bei dem geschilderten Verfahren hängt die Feinheit des Masses, also die Genauigkeit der Eichung einmal von der Messlänge am Stabe und zum anderen von dessen Querschnitt ab. Da letzterer entsprechend den zu messenden Maschinenkräften dimensioniert werden muss, so wird das Kräftemass absolut immer grösser, je grösser die zu messenden Maschinenkräfte werden. Es empfiehlt sich aus diesem Grunde bei grossen Maschinen zwei Kontrollstäbe zur Eichung zu verwenden, einen schwächeren für die kleinen und einen stärkeren für die grossen Kräfte. Durch die neuerdings ausschliessliche Verwendung der oben erwähnten hochwertigen Spezialstähle zur Fertigung von Kontrollstäben sind selbst für Stäbe mit hohen Maximallasten noch relativ kleine Stabquerschnitte verwendbar, sodass eine ausreichende Feinheit des Kräftemasses noch gut gewährleistet ist.

Da es bei der Verwendung der Kontrollstäbe als Eichgerät die Regel bildet, die elastischen Längenänderungen an zwei gegenüberliegenden Längsfasern des Stabes mit dem Marten'schen Spiegelapparat zu messen, so treten auch exzentrische Zug-

beanspruchungen des Stabessofort deutlich in den verschieden grossen Ablesungen an den beiden gegenüberliegenden Messstellen in die Erscheinung. Hierin liegt ein wertvolles Mittel, um bei der Prüfung von F. etwa vorhandene Montagefehler zu erkennen, durch die exzentrische Belastungen auf das Prüfstück ausgeübt werden.

Ich darf es nicht unterlassen, darauf hinzuweisen, dass der Gebrauch dieses ausserordentlich exakten Eichverfahrens schon wegen der Messung mit den Spiegelapparaten von dem Ausführenden gute Übung im Gebrauch der Apparate und volles Verständnis der theoretischen Grundlagen des Messverfahrens erfordern. Nur wo diese Voraussetzungen erfüllt sind, lohnt es sich für Besitzer von F. sich eigene Kontrollstäbe, die natürlich von einem amtlichen Institut geeicht sein müssen, anzuschaffen und mit ihnen die Eichung der F. selbst vorzunehmen. Es genügt im allgemeinen nicht, dass jemand gerade notdürftig die praktische Handhabung des Martens'schen Spiegelgerätes sich angeeignet hat, um Maschinen zu eichen. Der Betreffende wird alsbald versagen, wenn irgendwelche ungewöhnlichen Erscheinungen bei der Prüfung auftreten und es ihm an Erfahrung über die möglichen Gründe hierfür mangelt.

Die Anwendung dieses Eichverfahrens auf Kontrolldruckkörper zur Prüfung von für Druckbeanspruchung eingerichteten Spezialmaschinen z.B. Zement- und Beton-Prüfmaschinen, Kugeldruckpressen u.a., bei denen der Einbau eines auf Zug zu beanspruchenden Kontrollstabes nicht in Frage kommt, bietet leider noch einige Schwierigkeiten. Wie beim Kontrollzugstab muss auch der Kontrolldruckkörper, ein aus Spezialstahl gefertigter Zylinder, in seinem Querschnitt so dimensioniert werden, dass bis zur Höchstbelastung der zu eichenden Maschine nur rein elastische Stauchungen des Kontrollkörpers zu erwarten sind. Das bedingt bei grösseren Druckpressen. z.B. für Betonprüfung mit 300—500 T Maximalbelastung Druckzylinder von beträchtlichem Durchmesser. Wie schon oben bemerkt, vergrößert sich die Feinheit des Masses bei der Eichung des Kontrollkörpers mit der Grösse des Stabquerschnittes. Je grösser dieser, umso grösser muss die Messlänge gewählt werden und in dieser Beziehung sind beim Kontrolldruckkörper gewisse Grenzen gezogen. Einmal lässt die Baulänge solcher für Druckbeanspruchung eingerichteter Spezialmaschinen zwischen den Druckplatten in der Regel nur den Einbau verhältnismässig gedrungener, d.h. kurzer Prüfstücke zu und des weiteren ist selbst bei solchen kurzen Druckzylindern noch nicht einmal die Ausnutzung ihrer ganzen Höhe als Messlänge zugänglich, weil die unvermeidlichen Beeinflussungen der Formänderung infolge der Wirkung der beiden Endflächen des Druckzylinders aus dem Bereich der Messlänge nach Möglichkeit fern gehalten werden müssen. Diese Beeinflussungen kommen dadurch zu Stande, dass zwischen Druckplatte der Maschine und Endfläche des Druckzylinders Reibungskräfte zur Wirkung kommen, durch die die Querschnittsvergrößerung in der Nähe der Endflächen und demzufolge auch die Stauchung, d.h. die Formänderung in der Längsachse des Zylinders verzögert wird. Diese Erscheinung, die ja bekanntlich bei Druckversuchen mit plastischen Stoffen (z.B. Flusseisen, Kupfer, Messing u.a.) die Ausbildung der Ton-

nenform an plastisch deformierten Druckzylindern zur Folge hat, wirkt sich auch im elastischen Formänderungsbereich noch in ziemlich grosser Entfernung von den Endflächen des Zylinders aus und macht es nötig, dass in der Regel nur das mittlere Drittel der Druckzylinderhöhe als Messlänge bei Kontrolldruckkörpern nutzbar gemacht werden kann. Die Vergrößerung der Messfeinheit infolge des starken Zylinderquerschnittes kann also durch eine entsprechende Verlängerung der Messlänge hierbei nur in sehr beschränktem Masse ausgeglichen werden. Weiterhin spielt bei diesen Kontrolldruckkörpern auch die exakte Zentrierung des Körpers in die Druckachse der Maschine eine grosse Rolle, bedingt sauberste Bearbeitung der Endflächen, sehr harte Oberfläche der Druckplatten, Auftuschieren auf die zugehörigen Druckplatten und lässt es angezeigt erscheinen, die Längenänderungen des Druckkörpers nicht nur an zwei gegenüberliegenden, sondern an vier Aussenfasern des Zylindermantels zu messen, die gegeneinander um 90° versetzt sind.

Alle diese nicht unbeträchtlichen Schwierigkeiten bei der Verwendung von Kontrolldruckkörpern als Eichgerät und schliesslich auch das Bestreben, das Eichverfahren überhaupt etwas einfacher zu gestalten, haben bewirkt, dass sich eine Anzahl anderer Geräte und Verfahren für die Zwecke der Eichung von F. Eingang verschafft haben, ohne dass sich allerdings, wie von vornherein bemerkt werden muss, dadurch das Kontrollstabverfahren für exakte amtliche Eichzwecke bislang als entbehrlich erwiesen hat.

Ich erörtere im folgenden eine Anzahl solcher Geräte, beschränke mich jedoch auf solche, die uns in Wirkweise und Gebrauchswert bei eigenen amtlichen Prüfungen genauer bekannt geworden sind und auch diese nur in der hier gebotenen Kürze.

Für manche Maschinentypen, besonders Druckpressen mit geringer Baulänge zwischen den Druckplatten und bis etwa zu 50 T Krafterleistung vermag eine sorgfältig gebaute und genau geeichte sogenannte *Messdose* gute Dienste zu leisten.

Weitere Verbreitung besonders für gelegentlich vorzunehmende eigene Nachkontrollen der Kraftmesser hat das Gerät von *Wazau*, der sogenannte *Wazau-Kraftprüfer* oder *Wazau-Eicher* gefunden.

Dieses Messinstrument stellt sich im wesentlichen als ein Hohlkörper aus Stahl dar, dessen innerer Hohlraum mit Quecksilber gefüllt ist. Durch äussere Zug- oder Druckbeanspruchung werden elastische Formveränderungen des Stahlkörpers hervorgerufen, durch die sich das Volumen des Innenraumes ändert. Dieser Änderung entsprechend wird Quecksilber angesaugt oder ausgestossen. Die Menge desselben wird in einem an das Gefäss angeschlossenen Messzylinder mikrometrisch in der Weise gemessen, dass man mittels einer Feinschraube ein Messkölbchen solange verschiebt, bis die Oberfläche des Quecksilberfadens in einem Haarrohr, wie im Zustande der Entlastung auf eine bestimmte Marke einspielt. Aus der Ablesung an der Trommelteilung der Mikrometerschraube lässt sich somit in sehr feinem Mass die auf das Messgerät wirkende äussere Kraft bestimmen.

Nach dem gleichen Princip arbeitet auch die *Amsler* - Zug- oder Druckmessdose.

Ein anderes Princip, das schon lange mit gutem Erfolg für Eichzwecke benutzt wird, beruht auf möglichst genauer Messung der elastischen Formänderung eines auf Zug oder Druck beanspruchten Ringes, einer Bügelfeder oder einer Feder U-förmigen Querschnittes. Ich erwähne hier einige derartige Ausführungsarten, ohne darin vollständig zu sein.

Der sogenannte Haberer-Kraftprüfer misst die elastischen Durchbiegungen eines horizontal angeordneten U-förmigen, federnden Stahlkörpers bei Druckbeanspruchung oder eines Stahlkörpers in Form einer länglichen Schleife bei Zugbeanspruchung. Die elastischen Formänderungen der Stahlkörper werden mit Hilfe eines Zeigergerätes an einer Scheibenskala oder einer zwischengebauten Zeiss-Uhr durch Eichung im genauen Masse festgestellt und dienen dann zur Nachprüfung der Lastanzeigen von F.

Für kleine Kräfte hat das M. P. A. nach dem gleichen Grundsatz sich Federkraftprüfer hergestellt, bei denen jedoch in der Regel die elastische Formänderung des Stahlkörpers mit Hilfe eines zwischengebauten Spiegelgerätes gemessen wird. Diese Apparate werden mit gutem Erfolge für die Eichung von Brinell — Kugeldruckpressen oder auch von Zerreißmaschinen kleiner Kapazität (etwa bis 5T) anstelle von Kontrollstäben verwendet, da letztere für so kleine Maschinen sich nicht gut eignen.

Alle beschriebenen Apparate bedürfen natürlich vor ihrer Verwendung als Eichgerät zunächst selbst einer genauen Eichung, die bei grösseren Kräften nicht anders als auf einer geeichten Prüfmaschine durchgeführt werden kann. Da die letztere ihrerseits wiederum nur mit Hilfe des Kontrollstabverfahrens geeicht werden kann, so kann dieses Verfahren für die amtlichen Prüfstellen vorerst nicht entbehrt werden. Immerhin ermöglichen die beschriebenen Prüfgeräte im gut geeichten Zustande in der Hand des sachkundigen Beobachters die jederzeitige Nachkontrolle von F. und lassen erkennen, ob und inwieweit sich die Anzeigen eines Kraftmessers seit der letzten gründlichen Eichung etwa verändert haben.

Soviel über die Methoden zur Prüfung und Eichung von F. Ich möchte nun noch einige kritische Bemerkungen über Vorzüge und Nachteile der verschiedenen Kraftmessertypen und über deren Fehlerquellen machen, wobei ich mich auf das umfangreiche Erfahrungsmaterial meines Amtes stütze.

Bei der Mehrzahl der F. ist der Kraftmesser ein selbständiges Gebilde innerhalb des Gesamtmechanismus der Maschine, durch das in der Regel die auf das Prüfstück vom Krafterzeuger übertragenen Kräfte so übersetzt werden sollen, dass sie auch bei sehr grossem Kraftaufwand noch bequem messbar sind. Das typische Messgerät für diesen Zweck ist von jeher die Wage und wir finden sie noch an vielen F. als Kraftmesser in verschiedenartigster Ausbildung als Hebelwage, Laufgewichtswage, Neigungswage, Federwage.

Die Wagen sind im allgemeinen für die Kraftmesser bis zu etwa 100 T gut geeignet, bei grösseren Kräften aber nicht empfehlenswert. Sie arbeiten um so sicherer, je einfacher sie konstruiert sind. Je mehr Schneiden und Pfannen, umso mehr Fehlerquellen und umso grössere Empfindlichkeit gegenüber Stossbeanspruchung-

en beim Bruch von Prüfstücken. Solche Stossbeanspruchungen sollten bei Wagenmaschinen, die viel zum Zerreißen von Stäben benutzt werden, $\frac{2}{3}$ — $\frac{3}{4}$ der Höchstleistung der Maschine tunlichst nicht überschreiten. Pfannen und Schneiden sind diejenigen Organe, bei denen die obenerwähnten Anforderungen an Präcision der Werkstattarbeit in besonders hohem Masse zu stellen sind. Neben richtiger Werkstoffauswahl ist besonders auf gute und gleichmässige Härtung von Schneide und Pfanne, die bei beiden möglichst auch den gleichen Härtegrad hervorruft, ferner auf genau passrechte und dauerhafte Befestigung dieser Organe in oder an den Hebeln zu achten. Eine gute Wage muss fertig montiert so leicht wie eine chemische Wage spielen, zu schnelles Zurückkehren in die Ruhelage deutet auf Reibungswiderstände, die die Lastanzeige stets ungleichmässig beeinflussen und daher beseitigt werden müssen. Die Ecken der Schneiden sollen über den Schneidenkörper nicht zu weit hinausragen, die Schneidenkanten werden zweckmässig etwas abgerundet, zweckmässigster Winkel der Schneidenflächen gegeneinander rund 90° , der Pfannen rd. 120° .

Die Hebelwagen gestatten bei langsamer Versuchsausführung sehr genaue Bestimmung der Belastung und sehr gute Einstellung bestimmter Laststufen. Infolge des notwendigen Aufsetzens und Abnehmens von Gewichten ist aber die Bedienung umständlich und hierin besteht eine grössere Gefahr als bei anderen Kraftmessern, bei Bestimmung der Lasten Irrtümer zu begehen. Da ferner die Hebelwage nur eine stufenweise und nicht kontinuierliche Steigerung der Lastanzeige gestattet, ist die genaue Bestimmung besonders charakteristischer Belastungsgrenzen, z.B. Streck oder Fliessgrenze, Einschnürbeginn schwieriger. Die Kombination der Hebelwage mit Federkraftanzeige sucht diese Schwierigkeiten zu umgehen, dafür muss man aber in Kauf nehmen, dass man das Spiel der Wage nicht so leicht kontrollieren kann wie bei den einfachen Hebelwagen.

Auch die Laufgewichtswage ermöglicht grosse Genauigkeit bei langsamer Versuchsausführung, jedoch ist der Abfall der Last an der Fliess- oder Streckgrenze nicht immer leicht zu erkennen. Ferner erfordert das genaue Nachschrauben des Laufgewichtes während der steigenden Belastung immerhin einige Übung. Der Wagehebel muss im stabilen Gleichgewicht sein, das Laufgewicht darf beim Nullpunkt nicht an einen festen Anschlag heranfahren. Das Aufsatzgewicht muss auf dem Schlitten unverschiebbar festsitzen, da sonst eine Änderung des Übersetzungsverhältnisses eintreten kann.

Die Neigungswage, so benannt, weil die Grösse der am kurzen Hebelarm wirkenden Stabkraft durch die Neigung des Hebels (Pendels) gegen die Ruhelage bestimmt ist, (Analogie zur Brief- oder Schnellwage), stellt an sich einen recht bequemen Typ eines Kraftmessers dar, insofern als ein kontinuierliches Fortschreiten der Belastung mit ihm leicht verfolgt werden kann und auch die Beobachtung der Fliessgrenze oder anderer charakteristischer Formänderungsgrenzen sehr sicher ist. Die konstruktive Ausbildung der Neigungswage als Kraftmesser ist aber nicht ganz einfach.

Bei allen Neigungswagen besteht ferner die Gefahr, dass bei zu schnellem Arbeits-

vorgang infolge von Beschleunigung der schwingenden Masse des Pendels die Lastanzeige fehlerhaft wird.

Zum Typ der Federwage, die meist nur für kleinere Maschinen (Papier- und Textilprüfung) verwendet wird, ist an sich wenig zu sagen; die Feder muss natürlich so dimensioniert sein, dass einerseits ihre genügend grosse Deformation einen ausreichend genauen Kräftemassstab gewährleistet, andererseits aber nur rein elastische, keinerlei bleibende Deformation zu gewärtigen ist.

Ich komme nun zur *Kraftmessung auf hydraulischem Wege*. Die einfachste Form ist die Bestimmung der Kraft aus dem Flüssigkeitsdruck im Antriebszylinder der Maschine mittels des Federmanometers (Bourdon—Feder). Dies ist der gegebene Typ der Kraftmessung für schwerere Maschinen von 300 T und darüber, bei denen ohnedies nur hydraulischer Antrieb in Frage kommt und die Verwendung anderer Kraftmesser sowohl in der konstruktiven Durchbildung als auch hinsichtlich Handhabung und Wartung auf grössere Schwierigkeiten stösst.

Da in diesem Falle das eigentliche Messgerät — das Manometer — unmittelbar mit dem Spannwerk der Maschine gekoppelt wird, so muss man in Kauf nehmen, dass hierbei nur die unter dem Antriebskolben wirkende Kraft gemessen wird, die von der wirklichen Belastung des Prüfstückes um den Betrag der von der Pressflüssigkeit anzuhebenden Gewichte zuzüglich der Reibung zwischen Kolben und Antriebszylinder abweicht. Diese Reibung nun ist bei den verschiedenen Maschinen verschieden gross und u.U. auch veränderlich mit der Höhe des Flüssigkeitsdruckes. Die Bestimmung ihrer Grösse kann indessen, wenn gleichzeitig auch eine Eichung des verwendeten Manometers vorgenommen wurde, mit Hilfe der vorher geschilderten Eichverfahren, insbesondere des Kontrollstabverfahrens erfolgen, so dass es möglich wird, den Reibungsbetrag in einer Korrekturtabelle für die Belastungsanzeige in Rechnung zu stellen. Freilich setzt dies einfache konstruktive Verhältnisse und sachgemässe Ausbildung der Kolbendichtung voraus, sodass nennenswerte Veränderungen des Reibungsbetrages bei sorgfältiger Wertung der Maschine — Hintenanhaltung von Verschmutzung und Verwendung von sauberer Pressflüssigkeit — nicht zu befürchten sind. Im allgemeinen kann man sagen, dass selbst bei Verwendung von Lederstulpen zur Kolbendichtung die reine Stulpenreibung nicht die hohen Werte annimmt, die man ihr früher zutraute, besonders seit man auf Verminderung der Reibung konstruktiv hinarbeitet, z.B. durch Überziehen der Kolben oder Zylinderinnenwandung mit Kupfer- oder Messinghülle. In Richtung auf diese Reibungsverminderung arbeitet auch *Amsler* mit seiner modifizierten Form der einfachen hydraulischen Kraftmessung. Hierbei ist der Kolben im Zylinder nach Princip Amagat sorgfältig eingeschliffen und ohne jede Stulpendichtung spielend. Die Dichthaltung wird noch durch Verwendung von Ölen als Pressflüssigkeit verbessert. Zur Messung des Flüssigkeitsdruckes wird bei diesen Maschinen statt der Federmanometer entweder ein Quecksilbermanometer, neuerdings aber überwiegend das sogenannte Pendelmanometer verwendet.

Diese Art der einfachen hydraulischen Kraftmessung arbeitet, wenn sorgfältige Werkstattausführung vorliegt, im allgemeinen gut, sofern man darauf achtet, dass

der während der Belastung ständig zu drehende kleine Messkolben sich nicht festsetzt, dass die Kugellager, in denen das Pendel hängt und das Gestänge am Ende des Winkelhebels angreift, sich nicht verschmutzen und schliesslich die Spindel, mit der die Kraft vom Pendelhebel auf das Zeigerwerk übertragen wird, nicht etwa eckt. Da die Pendelmanometer gewissermassen eine hydraulisch betätigte Neigungswage darstellen, so gilt auch bei ihnen das vorher bei den Neigungswagen Gesagte, nämlich, dass bei zu schnellem Arbeitsvorgang infolge Beschleunigung der schwingenden Masse des Pendels die Richtigkeit der Lastanzeige beeinträchtigt werden kann.

Eine grundsätzlich andere Form der hydraulischen Kraftmessung stellt die Verwendung der sogenannten *Messdose* dar. Hierbei tritt der Kraftmesser wieder als selbständiges Gebilde im Gesamtmechanismus der Maschine auf.

Die Messdose stellt einen Kraftmesser dar, der die Stabkraft nach hydraulischer Übersetzung durch die Formänderung der Manometerfeder misst. Auf die im Laufe der Zeit angewendeten verschiedenen Modifikationen der Grundform der Messdose kann hier nicht näher eingegangen werden.

Die Messdose hat als Kraftmesser moderner F. nächst der Wage die weiteste Verbreitung gefunden. Man kann ihr ohne Bedenken folgende Vorzüge einräumen:

1. Konstruktiver Aufbau und werkstattmässige Herstellung sind im allgemeinen einfacher als bei der Wage.

2. Steigen und Fallen der Belastung am Manometer der Messdose sind wie bei der Neigungswage kontinuierlich beobachtbar; ebenso ist die Feststellung charakteristischer Belastungsgrenzen dem Beobachter erleichtert gegenüber der Bedienung einer Hebel- oder Laufgewichtswage.

3. Da die Hauptteile der Messdose durch Dreharbeit hergestellt werden, so gewährleistet im allgemeinen die Messdose grössere Sicherheit hinsichtlich der zentrischen Beanspruchung des Prüfstückes als die Wagenmaschinen.

4. Der Fortfall der Hebelschwingbewegung, die bei Neigungswagen gegebenenfalls zu Biegebungsbeanspruchung des Prüfstückes führen kann oder als Massenbeschleunigung die Anzeige fehlerhaft beeinflusst, spricht gleichfalls für Verwendung der Messdose.

5. Sofern das Manometer durch ein gut wirkendes Rückschlagventil geschützt ist, ist die Messdose auch weniger empfindlich selbst gegen starke Stösse beim Bruch des Prüfstückes als die Wage.

Trotz aller dieser Vorzüge geht es indessen nicht an, der Messdose eine messtechnische Überlegenheit über die Wagemaschine zu zubilligen, denn mit letzterer lassen sich, wenn sie gut gebaut und sorgfältig in Stand gehalten ohne Zweifel die Kräfte mit der gleichen Präzision feststellen. Gegen die Messdose lässt sich einwenden, dass sie bezüglich Wartung und Instandhaltung bzw. Wiederinstandsetzung an die Sachkunde des Benutzers u.U. noch höhere Anforderungen stellt als die Wagemaschine. Das Aggregat Messdose — Manometer muss bei der Füllung sorgfältigst luftleer gemacht und dauernd luftdicht gehalten werden, da sonst Füllungsgrad und Vorspannung der Dose und damit die Anzeige sich ändert. Der

Weg des Dosendeckels von der Belastung 0 bis zur Höchstlast muss ferner stets der gleiche bleiben, wie zur Zeit der Eichung der Dose bzw. der Aufstellung der Belastungstabelle. Aus diesem Grunde sollte an jeder Messdose die Möglichkeit vorgesehen sein, etwaige Veränderungen des Füllungsgrades bzw. des Deckelweges sofort erkennen zu können, sodass der sachkundige Beobachter hiernach unverzüglich die Wiederinstandsetzung und Neueichung in die Wege leiten kann. Messdosen, bei denen Gummimembranen zum Abschluss des Druckraumes Verwendung finden, unterliegen noch besonders der Gefahr, dass infolge Zerstörung des Gummis besonders an den Befestigungstellen, sich ablösende Gummiteile in den Manometermechanismus geraten und diesen in Unordnung bringen.

Ich beabsichtige nicht durch Aufzeigung aller dieser Fehlerquellen und Hinweise bei Jemanden eine Voreingenommenheit gegen die Verwendung der Messdose hervorzurufen. Sie hat, wie oben erörtert, ihre unleugbaren Vorzüge und die erforderliche sachkundige Bedienung und Wartung ist letzten Endes bei jeder F. unerlässliche Voraussetzung für zuverlässiges Arbeiten der Kraftmesser.

Bei allen hydraulischen Kraftmessern kann als eigentliches Messgerät das *Manometer* nicht entbehrt werden. Dieser Umstand liesse es angezeigt erscheinen, an dieser Stelle auch noch mancherlei Erfahrungen über Manometer aus unserer Eichpraxis hinzuzufügen was ich mir aber in Rücksicht auf die verfügbare Zeit leider versagen muss.

Das Bestreben, die moderne F. möglichst vielseitigen Anforderungen anzupassen, hat neuerdings auch zu Kombinationen zwischen Wage und hydraulischer Messung als Kraftmessvorrichtung geführt, wodurch naturgemäss verhältnismässig verwickelte Konstruktionsgebilde sich ergeben.

Ob die vorliegenden Lösungen als glücklich bezeichnet werden können, darüber lässt sich nach den bisherigen Prüfungen noch kein abschliessendes Urteil fällen. Jedenfalls ist ein Vorteil bei ihnen nicht erkennbar, wenn zwischen den beiden verwendeten Kraftmessvorrichtungen stets eine Abhängigkeit besteht, d.h., dass beim Versagen der einen Vorrichtung auch die andere ausser Betrieb gesetzt ist, oder Fehler der einen auch die andere beeinträchtigen. Wir vermögen auf Grund unserer Erfahrung ein wirkliches Bedürfnis für derartig kombinierte Kraftmessvorrichtungen nicht zu erkennen; unserer Kenntnis nach soll allerdings der britische Lloyd für Maschinen, auf denen er Abnahmen anerkennt, nur oder vorwiegend nur Wagenmaschinen zulassen und hieraus entstünde für Maschinentypen mit hydraulischem Kraftmesser die Notwendigkeit der zusätzlichen Ausrüstung mit einer Wage. Ist dem wirklich so, so käme wohl am ehesten noch ein Typ in Frage, bei dem beide Kraftmesser — der hydraulische und die Wage — konstruktiv von einander unabhängig ausgebildet sind und so jeweils die getrennte Benutzung des einen wie des anderen ermöglicht wird, wenn man sich die Mühe macht, beide Kraftmesser auf die Richtigkeit ihrer Anzeigen hin gleich genau zu eichen.

Meine Ausführungen, hoffe ich, werden Ihnen erwiesen haben, wie wichtig es für jeden Materialprüfer ist, zu wissen, dass eine F. kein unfehlbares Werkzeug ist.

Die mit ihr erhaltenen Prüfungsergebnisse können nur dann Anspruch auf Richtigkeit und wissenschaftliche oder wirtschaftliche Verwertbarkeit erheben, wenn der Kraftmesser der Maschine bei pfleglicher Behandlung des Gesamtmechanismus bei wiederholter Eichung bewiesen hat, dass seinen Angaben zu vertrauen ist.

DISKUSSION

Professor KÖRBER, Düsseldorf:

Der Herr Vortragende hat in seinen Ausführungen auf die Vorteile des Kontrollstabverfahrens des Berliner Materialprüfungsamtes für die Eichung von Festigkeitsprobiemaschinen hingewiesen und dabei die Schwierigkeiten hervorgehoben, die der Verwendung des Verfahrens für Druckpressen unter Benutzung von Kontrolldruckkörpern entgegenstehen. Die hauptsächlichste Schwierigkeit ist in dem störenden Einfluss der Endflächenreibung auf die Homogenität des Spannungsfeldes in dem Probekörper zu suchen. Das im Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung von meinem Mitarbeiter Herrn Dr. Siebel entwickelte Kegeltauchverfahren¹⁾ bietet ein Mittel, um diese Schwierigkeiten zu beheben. Es beruht auf einem einfachen Kunstgriff, indem die schädliche Wirkung der Endflächenreibung dadurch ausgeschaltet wird, dass die Pressflächen und ebenso die Endflächen der Probekörper schwach kegelförmig gestaltet werden mit einem Neigungswinkel des Kegelmantels, dessen Tangens gerade dem Reibungskoeffizienten zwischen Druckkörper und Pressplatte entspricht. Auf diese Weise ist es möglich, bis in das Gebiet starker Verformungen hinein praktisch homogene Stauchungen der Probekörper durchzuführen. Ich möchte vermuten, dass sich diese Anordnung auch für die Zwecke der Eichung von Pressen mit Hilfe von Kontrolldruckproben günstig auswirkt. Es wäre allerdings dafür Sorge zu tragen, dass Probenendflächen und Pressflächen sorgfältig aufeinander eingeschliffen werden. Ein besonderer Vorteil dieser Anordnung liegt in der genauen zentrischen Einspannung der Probe. Ein Schiefdrücken derselben ist selbst bei starken Formänderungen kaum zu befürchten. Das Verfahren wird im Eisenforschungsinstitut in erster Linie zum planmässigen Studium der plastischen Verformungen benutzt, doch glaube ich, dass es sich auch mit Vorteil im rein elastischen Gebiet und damit zur Eichung der Prüfmaschinen anwenden lässt.

¹⁾ E. Siebel und A. Pomp, Die Entwicklung der Formänderungsfestigkeit von Metallen durch den Stauchversuch". Mitt. K. W. Inst. f. Eisenforschung 9 (1927) S. 157.

Prof. K. MEMMLER, Berlin:

Der Hinweis des Herrn Kollegen Körber auf das Kegelstauchverfahren von Siebel ist sehr beachtlich und kann möglicherweise die Schwierigkeiten bei der Eichung von Kontrolldruckkörpern beheben helfen. Wir werden es uns angelegen sein lassen, die Brauchbarkeit des Verfahrens für diesen Zweck nachzuprüfen.

AUSWERTUNG UND AUSWERTUNGSMÖGLICHKEIT VON MATERIALPRÜFUNGSDATEN

von

DR. ING. K. DAEVES

Düsseldorf

In der reinen Experimentalphysik und -Chemie arbeitet die Wissenschaft meist mit der Methode der *ceteris paribus*, d.h. einer Variationsmethode, bei der alle Faktoren bis auf den zu variierenden konstant gehalten bzw. durch Rechnung auf einen konstanten Wert reduziert werden. In der Biologie, im Versicherungswesen und in der Statistik, soweit sie sich mit dem Menschen als Gesellschaft befasst, erkannte man frühzeitig, dass diese Methode dort bei der grossen Zahl meist unbeeinflussbarer oder sogar unbekannter Einflüsse und Faktoren versagte und schuf neue Auswertungsverfahren, die ursprünglich aus der mathematischen Behandlung von Glücks- oder Zufallsspielen entstanden, später nach ihrem Hauptanwendungsgebiet als statistische Verfahren bezeichnet wurden.

Auch Materialprüfungsdaten wurden lange Zeit so ausgewertet, wie man es nach den Methoden der reinen Physik gewohnt war. Man suchte z.B. den Einfluss des Kohlenstoffs oder eines anderen Elements auf die Festigkeitswerte so zu ermitteln, dass man möglichst reine Schmelzen mit steigendem Kohlenstoffgehalt herstellte und die Festigkeitswerte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt in ein Diagramm eintrug. Die Ergebnisse waren ziemlich roh, da die Giesstemperatur, die Abkühlungsgeschwindigkeit, der Glühzustand und zahlreiche andere Variable das Ergebnis beeinflussten und zudem die meisten Materialprüfungsdaten, wie Festigkeit und Dehnung beim Zerreißversuch, der Gewichtsverlust bei Korrosionsversuchen u.s.w., keine genau definierten Konstanten darstellen, sondern selbst von Form- und Zeitfaktoren in nicht bekannter Weise stark abhängig sind.

So kam es, dass man nirgends zuverlässige Normalkurven für den Einfluss der Legierungselemente, der Glühbehandlung u.s.w. auf unsere technischen Stähle findet und dass man auf dem Gebiet der Korrosionsforschung bei der Vielheit der dort auf das Ergebnis der Einzelproben einwirkenden Umstände bis vor kurzem trotz eingehender Untersuchungen an einzelnen Stellen noch bezweifelte, dass ein Kupferzusatz zum Stahl gegenüber dem Korrosionsangriff der Atmosphäre einen Einfluss habe.

In Erkenntnis des engen Zusammenhangs zwischen statistischen und Materialprüfungs-Daten hat man in Deutschland vor einigen Jahren statistische Auswertungsmethoden auf das Gebiet der Industrieforschung und Materialprüfung übertragen. Wir bezeichnen diese statistische Analyse in bewusster Unterscheidung von dem Arbeitsgebiet der Statistik als *Grosszahl-Forschung*, weil das Gesetz der grossen Zahlen eine übertragende Bedeutung hat. Es lässt sich in einfacher Form so ausdrücken, dass man durch Zusammenfassung grösserer Mengen von Beobachtungsdaten zu Zahlenwerten gelangt, die das Ergebnis

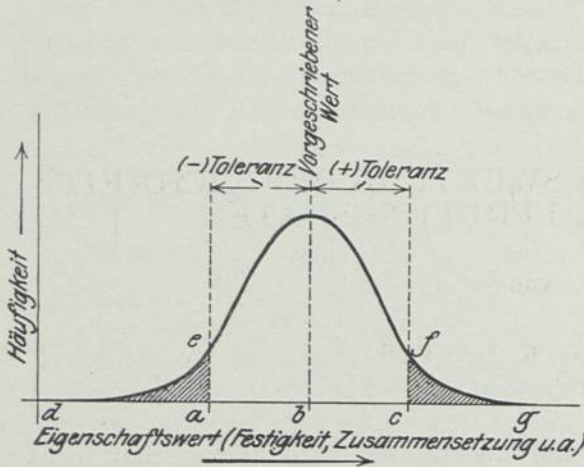


ABB. 1. Häufigkeitskurve für die Wirkung von Abnahme-Vorschriften.

der in der betreffenden Beobachtungsmasse wirksamen allgemeinen Konstanten und kennzeichnenden Ursachen widerspiegeln. Die Methode der *ceteris paribus* wird ersetzt durch bewusste Zusammenfassung der Vielzahl von Faktoren zu einem kennzeichnenden Wert.

Man verwendet in der *Grosszahl-Forschung* *abzählende*, weniger *rechnende* Verfahren. Liegen z.B. für eine bestimmte Stahlorte eine grössere Zahl Festigkeitswerte vor, so bildet man zunächst eine Häufigkeitskurve. Man zählt beispielsweise wie oft die Festigkeit 57, 58, 59 u.s.w. kg/mm² vorkommt und trägt die erhaltenen Werte in ein Häufigkeits-Festigkeits-Diagramm ein, das normalerweise stets eine glockenartige, im Idealfall durch das Gauss'sche Gesetz bedingte Form aufweist. Abweichungen von der Glockenform, insbesondere das Auftreten mehrerer Spitzen, bilden schon wertvolle Anhaltspunkte für die weitere Zerlegung in Teil-Häufigkeitskurven und für Erkenntnisse über die Inhomogenität des Zahlenstoffs und seine Abhängigkeit von mehreren Hauptfaktoren.

Das Maximum der Kurve stellt den typischen, normalerweise zu erwartenden

der in der betreffenden Beobachtungsmasse wirksamen allgemeinen

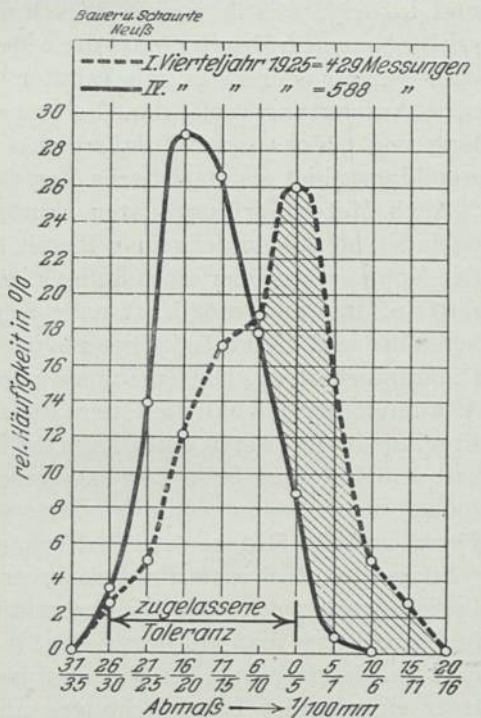


ABB. 2. Häufigkeitskurven über die Abmessungen von Schraubeneisen in zwei verschiedenen Jahresquartalen.

Normalwert der Zahlengruppe dar. Beim Vergleich mehrerer Kurven kann man mit ihm rechnen und selbst bei starker Streuung der Einzelwerte seine Verschiebung bei bewusster Variation eines Faktors genau ermitteln. Die Seitenausdehnung der Kurve gibt ein Mass über die zu erwartende Streuung. *Abb. 1* zeigt eine Anwendung der Grosszahl-Forschung für die Aufstellung von Abnahme-Vorschriften. Sind a und c die vorgeschriebenen Grenzen und verteilen sich die tatsächlichen, durch das betreffende Herstellungsverfahren bedingten Prüfungswerte nach der Häufigkeitskurve, so entsteht notwendigerweise der durch die schraffierten Flächen gekennzeichnete Ausfall, der sich danach in seiner Höhe für jede Toleranz durch Vergleich der schraffierten Flächen zur Gesamtfläche berechnen lässt. Man erkennt auch, dass die Festlegung zweier Grenzen in den Abnahmebedingungen für Werkstoffe eigentlich etwas Unnatürliches ist, da sich die Prüfungsdaten niemals in Form eines Rechtecks verteilen. Natürlicher wäre die Angabe eines Normalwerts und prozentual zulässiger Abweichungen.

Wie sich eine leicht durchzuführende Kontrolle z.B. bei Abmessungsdaten auswirkt, zeigt *Abb. 2*. Während noch im ersten Vierteljahr 1925 die Werte ziemlich weit ausserhalb der Toleranz liegen, hat sich das Walzwerk durch ständige Übermittlung der Häufigkeitskurven gegen Ende des gleichen Jahres so eingestellt, dass sich die durch das Herstellungsverfahren bedingte Häufigkeitskurve vollständig mit der zugelassenen Toleranz deckt. Die kleinen über die Toleranz rechts und links herausfallenden Werte wurden vom Abnehmer als natürlich und unvermeidlich gern in Kauf genommen.

Wir sind dann dazu übergegangen, die etwas mühselige Arbeit des Abzählens selbsttätigen Rechenmaschinen (z.B. Hollerith) zu übertragen. Ein Beispiel für eine derartige Auswertung ist vielleicht geeignet, kurz Wesen und Zweck der Grosszahl-Forschung zu erläutern.

In Form eines Betriebsbuchs lagen Daten über die Chargenanalysen und die ZerreiBswerte von etwa 1500 unsilzierten Thomas-Schienen-Chargen vor. Die Werte wurden durch Hilfskräfte in eine für diesen Zweck entworfene Karte durch Lochung übertragen. Für jede Charge wird eine solche Karte (*Abb. 3*) gelocht. Die

Werk	Zeitanzeige			Schmelzungs-Nr.	Profil	Analyse in %					Dehnung in %	Festigkeitswert in kg/mm ²	Kontraktion %	Percchungs-Abteilung		
	Tag	Mon.	Jahr			G.	O.	O.	O.	O.				O.	K.	B.
00	00	00	00	000000	00	00	00	00	00	00	00	00	00	00	00	00
11	11	11	11	111111	11	11	11	11	11	11	11	11	11	11	11	11
22	22	22	22	222222	22	22	22	22	22	22	22	22	22	22	22	22
33	33	33	33	333333	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33
44	44	44	44	444444	44	44	44	44	44	44	44	44	44	44	44	44
55	55	55	55	555555	55	55	55	55	55	55	55	55	55	55	55	55
66	66	66	66	666666	66	66	66	66	66	66	66	66	66	66	66	66
77	77	77	77	777777	77	77	77	77	77	77	77	77	77	77	77	77
88	88	88	88	888888	88	88	88	88	88	88	88	88	88	88	88	88
99	99	99	99	999999	99	99	99	99	99	99	99	99	99	99	99	99

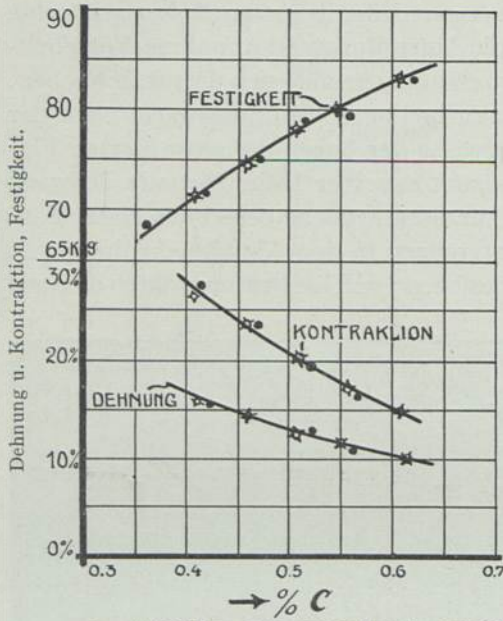
Entzifferung der Hollerithkarte.

Werk: 28 Zeit: 31. 7. 26. Schmelzungen: 2042 Profil: 1
 Analyse 0,58% C 0,78% Mn 0,083% P 0,034% S
 Festigkeitswerte: 10,5% Dehnung, 80,2 kg/mm² Festigkeit,
 13,0% Kontraktion.

ABB. 3. Hollerith-Karte einer Schienen-Charge mit Angabe der Analyse und Festigkeitswerte.

Hollerith-Maschine ist nun so eingerichtet, dass sie jede Kolonne für sich automatisch sortieren und auch zählen kann.

Man liess die Maschine zählen, wieviel Karten bzw. Chargen mit den einzelnen



• = WERTE GRUPPE I (784 WERTE)
 x = " " II (729 ")
 ABB. 4. Festigkeit, Dehnung und Kontraktion von Thomas-Schienen-Chargen in Abhängigkeit vom Kohlenstoff-Gehalt.

Festigkeitsdaten vorhanden waren und trug die Werte in ein Häufigkeits-Festigkeits-Diagramm ein. Entsprechende Kurven wurden für die Dehnung und Einschnürung, für den Kohlenstoff-, Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalt aufgestellt.

In einem neuen Arbeitsgang liess man dann die Maschine für je 0,03 % C die mittlere Festigkeit, Kontraktion und Dehnung bestimmen und trug die Werte in üblicher Weise in ein Diagramm ein. Abb. 4 zeigt einen sehr regelmässigen Verlauf der Kurven, der, weil aus 1500 Werten gewonnen, wirklich typisch für den Einfluss des Kohlenstoff-Gehalts auf die Festigkeitswerte bei unsilzierten Schienen-Chargen ist und für die Praxis eine wertvolle Unterlage darstellt. Bei Abnahme-Vorschriften und sogar in Normenblättern findet man oft Dehnungswerte, die besonders bei höheren Kohlenstoff-Gehalten wenig zu dem

gleichzeitig vorgeschriebenen Festigkeitswert passen. Man wird in Zukunft darauf verzichten müssen, Abnahme-Vorschriften nach Art kaufmännischer Geschäfte auszuhandeln, sondern sich an tatsächliche, mit Grosszahlen ermittelte Werte halten. Hier können die Materialprüfungsverbände wertvollste Arbeit leisten, wenn sie ihre alten Bücher in geeigneter Weise auswerten.

Die Grosszahl-Auswertung mit Rechenmaschinen gestattet weiter den sogenannten Korrelationskoeffizienten, d.h. die mehr oder weniger grosse Gebundenheit der Beziehung zwischen zwei Faktoren in einfacher Weise zu bestimmen. In Abb. 5 ist die Abhängigkeit von Kohlenstoff-Gehalt und Festigkeit auf zweierlei Weise bestimmt worden. Die als „Kohlenstoffreihe“ bezeichnete Linie entspricht der

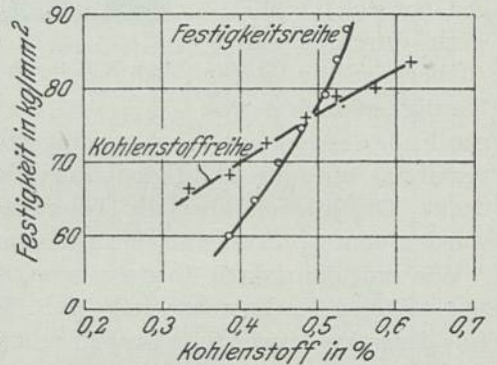


ABB. 5. Korrelation zwischen Kohlenstoff-Gehalt und Festigkeit bei Thomas-Schienen.

oberen Linie in Abb. 4. Für jede Kohlenstoffgruppe ist der mittlere Festigkeitswert ermittelt. Bei der als „Festigkeitsreihe“ bezeichneten Linie ist dagegen für verschiedene Festigkeitsgruppen der Kohlenstoff-Gehalt ermittelt. Die Linie hat für den Praktiker zunächst keine Bedeutung, da wohl selten aus der Festigkeit der wahrscheinliche Kohlenstoff-Gehalt geschätzt wird, sondern meist umgekehrt. Der Winkel aber, den beide Linien miteinander bilden, ist ein unmittelbares Mass für den Korrelationskoeffizienten. Fallen die Linien zusammen, so ist die Festigkeit allein vom Kohlenstoff-Gehalt abhängig. Stehen sie senkrecht aufeinander, so besteht überhaupt keine Abhängigkeit. Der spitze Winkel des Bildes deutet, wie zu erwarten, eine ziemlich enge Abhängigkeit an.

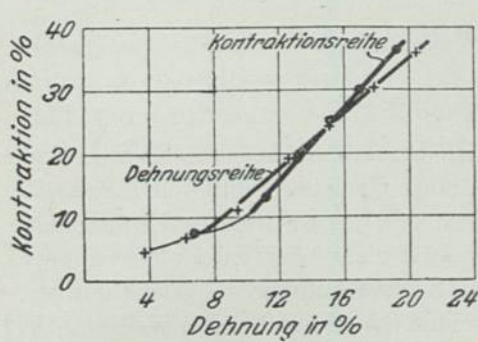


ABB. 6. Korrelation zwischen Dehnung bei Thomas-Schienen und Kontraktion.

weit schärfer noch besteht diese Abhängigkeit zwischen Festigkeit und Dehnung (Abb. 6), bzw. Kontraktion (Abb. 7) und zwischen Dehnung und Kontraktion (Abb. 8). Abgesehen von der gerade bei niedrigen Dehnungswerten auftretenden starken Streuung fallen die Linien nahezu zusammen; d.h. man kann weit besser aus der Festigkeit die zugehörige Dehnung und Kontraktion errechnen, als aus

dem Kohlenstoffgehalt die Festigkeit. Absolut genommen stellen die Kurven eine Abhängigkeit dar, die für das untersuchte Erzeugungsverfahren wirklich typisch ist und mit der die Abnahmevorschriften in Einklang stehen müssen.

Die wenigen Beispiele mögen zeigen, ein wie grosses Gebiet durch die Grosszahl-Auswertung von Materialprüfdaten erschlossen wird; wie selbst die alten, in den Schränken ruhenden Bücher mit Daten nachträglich noch zu wertvoller For-

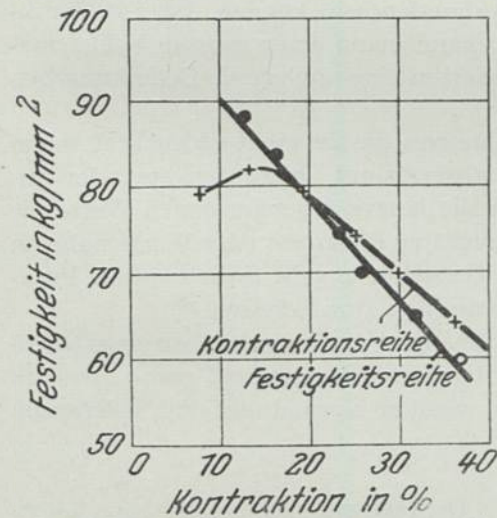


ABB. 7. Korrelation zwischen Festigkeit und Kontraktion bei Thomas-Schienen.

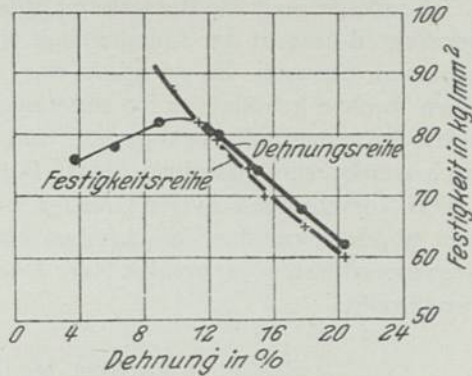


ABB. 8. Korrelation zwischen Festigkeit und Dehnung bei Thomas-Schienen

dem Kohlenstoffgehalt die Festigkeit. Absolut genommen stellen die Kurven eine Abhängigkeit dar, die für das untersuchte Erzeugungsverfahren wirklich typisch ist und mit der die Abnahmevorschriften in Einklang stehen müssen.

Die wenigen Beispiele mögen zeigen, ein wie grosses Gebiet durch die Grosszahl-Auswertung von Materialprüfdaten erschlossen wird; wie selbst die alten, in den Schränken ruhenden Bücher mit Daten nachträglich noch zu wertvoller For-

schungsarbeit ohne kostspielige Laboratoriumseinrichtungen herangezogen werden können.

DISKUSSION

Prof. DRESDEN, Haag

Anknüpfend an das letzte Bild, möchte ich bemerken, dass die Kurven doch *nur* angeben, dass eine gewisse Dehnung bei einer gewissen Festigkeit *sehr häufig* vorkam. Weil jedoch die untersuchten Stähle sehr grosse weitere Unterschiede zeigten (Silizium oder nicht, unbekannter P gehalt u.s.w.) darf man nicht sagen, es sei eine Kombination, ausserhalb der Kurven liegend, unmöglich, oder (man verbe mir das Wort) blödsinnig. Übrigens kann ich den Winkel, unter welchem sich die gezeigten Kurven schneiden, keineswegs klein nennen. Ein Winkel von 90° bedeutet vollständiges fehlen eines Zusammenhanges; der Winkel von etwa 25° ist m.E. schon zu gross um auf wirkliche Kausalität zu schliessen. Es ist im allgemeinen die Statistik ein gefährliches Instrument, und sie führt leicht zu Fehlschlüssen, um so mehr wenn die Zahl der Fälle sich auf etwa 900 oder 1000 beschränkt. Auch jedoch bei noch so grosser Zahl der verarbeiteten Fälle bleibt die grosse Gefahr dass das Ergebnis getrübt wird, weil Faktoren von unbekanntem Einfluss, unbekannter Grössenordnung vorhanden sein können. Ist z.B. der Si-Gehalt bei *vielen* Proben hoch gewesen, so kann man einen grossen Fehler machen, wenn man den so ermittelten Mittelwerten eine universelle Bedeutung beimisst.

Ich möchte noch die Bemerkung unterschreiben, dass es nicht einleuchtet, worin der Vorteil besteht der Angabe eines Normalwertes mit Toleranzen, statt der Angabe von Grenzen. Es sei schon war, dass die Kurve der gemessenen Werte nie einen Rechteck bildet, es ist andererseits nicht zu erwarten, dass Werte nahe an null oder unendlich vorkommen, und die Gausskurve geht doch so weit. Praktisch werden die zulässigen Werte fallen zwischen zwei Grenzen.

Das Vorschreiben zweier Grenzen bedeutet *nicht* das Vorschreiben eines *Rechtecks*, sondern *nur* das Vorschreiben zweier Grenzkoordinaten und *genau dieselben* Grenzkoordinaten verwendet Herr Daeves, wenn er Normalwert und Toleranzen vorschreibt.

Antwort des Herrn Dr. DAEVES

Die Angaben von Professor Dresden widersprechen etwas dem Sinne der in allen Zweigen der Naturwissenschaft mit unbestrittenem Erfolge angewandten mathematisch-statistischen Gesetze, die in der Grosszahl-Forschung auf das Gebiet der Materialprüfung und Technik übertragen wurden. Selbstverständlich gelten alle statistischen Gesetze nur für das Verhalten des überwiegenden, normalen Teils der untersuchten Materie und lassen — wie übrigens alle Naturgesetze — beim Vorliegen anormaler Bedingungen Abweichungen zu.

Eine Erörterung über die Grösze des Schnittwinkels erübrigt sich, da man sich in jedem Lehrbuch der Korrelationen von der Richtigkeit meiner Angaben überzeugen kann.

Das Gleiche gilt für die Anzahl der untersuchten Fälle. Es ist wiederholt mathematisch nachgewiesen, dass z.B. zur Aufstellung einer Häufigkeitskurve je nach dem Streuungsmass 200—300 Proben vollständig ausreichend sind. Das Vorhandensein unbekannter oder nicht messbarer Faktoren hat ja gerade zur Anwendung der statistischen Gesetze in der Materialprüfung geführt. Nur durch Grosszahl-Auswertung ist es möglich, die von Professor Dresden befürchteten Einflüsse dieser Faktoren mit Sicherheit auszuschalten.

Zur Frage der Angabe von Abnahme-Vorschriften in Form von abgestuften Grenzwerten anstelle von starren Toleranzen hat Professor Ros bereits gezeigt, dass ein derartiges Verfahren in den amtlichen Vorschriften mancher Länder mit Erfolg angewendet wird. Von welcher Bedeutung eine rechnerische Erfassung des Abnahme-Risikos in dieser Richtung für Erzeuger und Verbraucher sein kann, zeigt am Beispiel der Glühlampen-Industrie das soeben erschienene Buch von Becker, Plaut und Runge: „Anwendung der mathematischen Statistik auf die Probleme der Massenfabrikation“¹⁾.

¹⁾ Berlin, Jul. Springer 1927.

DIE ELASTIZITÄT VON METALLEN UND LEGIERUNGEN

von

DR. ING. GEORG WELTER

Frankfurt a/Main

Die Materialprüfung als Lehre von den Eigenschaften und den Nutzwerten der in der Technik verwendeten Materialien soll dem Konstrukteur die Grundlage zur Herstellung von zweckmässigen und billigen Konstruktionen bieten. Um dieses Ziel restlos zu erreichen, muss noch wertvolle Forschungsarbeit in der Materialprüfung geleistet werden. Nach den heute üblichen Prüfungsmethoden wird das Material fast ausschliesslich hinsichtlich seiner *plastischen* Eigenschaften auf Qualitätswerte geprüft, während es in den Konstruktionen in der Hauptsache im *elastischen* Gebiete Verwendung findet. Demnach stehen nicht die plastischen sondern die elastischen Eigenschaften der metallischen Baustoffe und mit diesen die Elastizitätsgrenze im Vordergrund des Interesses. Obschon die Elastizitätsgrenze vielfach als wichtige Materialkonstante angesehen wird, ist dieselbe bis jetzt noch wenig durchforscht. Will man daher in der Elastizitätsforschung der Baustoffe als Grundlage für das Konstruktionswesen weiterkommen, wird es notwendig sein, zu folgenden 3 Fragen Stellung zu nehmen.

1. Was bietet uns die Elastizitätsgrenze.
2. Welche Fehler entstehen bei wiederholten Messungen der Elastizitätsgrenze.
3. Wie verhält sich die Elastizitätsgrenze zu der Dauerfestigkeit oder der Ermüdung der Materialien.

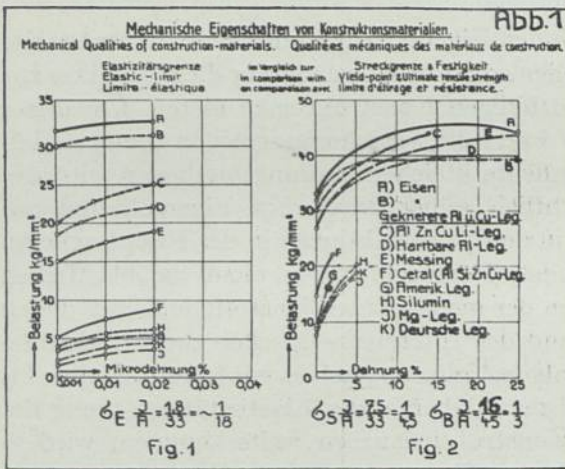
Zu dem ersten Punkt ist, wie bereits darauf hingewiesen wurde, zu sagen, dass die Elastizitätsgrenze die Grundlage für das gesamte Konstruktionswesen bildet und der neuzeitige erfolgreiche Leichtbau ohne die Kenntnis der elastischen Materialeigenschaften nicht mehr auskommt. Die berechtigte Durchforschung dieses Gebietes kann somit nicht mehr in Abrede gestellt werden und eingehende Untersuchungen werden von Tag zu Tag dringender.

Ein Beitrag zu diesem Punkt ergibt folgende Gegenüberstellung der mechanischen Konstanten von verschiedenen Baustoffen. Werden die beim statischen Zugversuch ermittelten Eigenschaften wie Elastizitätsgrenze, Streckgrenze und Bruchfestigkeit gegenüber gestellt, so wird man überraschenderweise feststellen, dass nicht nur die Elastizitätsmessungen an und für sich über die Materialien

wertvollen Aufschluss geben, sondern dass mit Hilfe dieser Messung auch eine weitgehende Unterscheidungsmöglichkeit zwischen den einzelnen Metallen und Legierungen vorhanden ist. In Abb. 1. sind die an mehreren Proben der gleichen Legierung festgestellten Belastungsgrenzen der ersten Deformationsstufen zu Mittelwerten vereinigt in Funktion der Mikrodehnungen kurvenmässig aufgetragen. Es wurden Gusslegierungen des Aluminiums und Magnesiums sowie Aluminium-Kupfer und Weicheisenwalzlegierungen berücksichtigt. Überblickt man Figur 1 dieses Lichtbildes, so kann man bei dieser Darstellungsart 3 grosse Gruppen von Werkstoffen deutlich unterscheiden und zwar

1. Gruppe A Gusslegierungen des Aluminiums und Magnesiums.
2. „ B Geknetete Aluminium- und Kupferlegierungen.
3. „ C Geknetete Eisenlegierungen.

Die Elastizitätsgrenze oder die ersten bleibenden Deformationen sämtlicher



Materialien liegt zwischen 1,8 kg /mm², dem niedrigsten Wert der Magnesiumgusslegierung und etwa 35 kg/mm² bei weichem Eisen. Es besteht mithin zwischen der niedrigst elastischen Gusslegierung und der höchst elastischen durchgekneteten weichen Eisenlegierung ein Verhältnis der Elastizitätsgrenzen von etwa 1 : 18.

Stellt man nun die ermittelten Elastizitätsgrenzen den Streckgrenzen oder den Bruchfestigkeiten der gleichen Werkstoffe gegen-

über, so geht infolge der völligen Veränderung der Materialien durch Verfestigung während der Prüfung die Möglichkeit dieser Differenzierung weit zurück. Die Werte für Festigkeit und Streckgrenze sämtlicher Materialien nähern sich einander stark, sodass sich bei der Streckgrenze gemäss Figur 2 ein Verhältnis von nur

1 : 5

bei der Bruchfestigkeit von nur

1 : 3

ergibt.

Diese Gegenüberstellung zeigt deutlich, dass die Messung der ersten bleibenden Deformationen der Werkstoffe erfreulicherweise eine wesentlich breitere Grundlage zur Beurteilung der Materialien hinsichtlich ihrer Brauchbarkeit für Konstruktionen bietet als die nach Kaltdeformation bei der Prüfung stark veränderten Eigenschaften der Bruchfestigkeit oder der Streckgrenze.

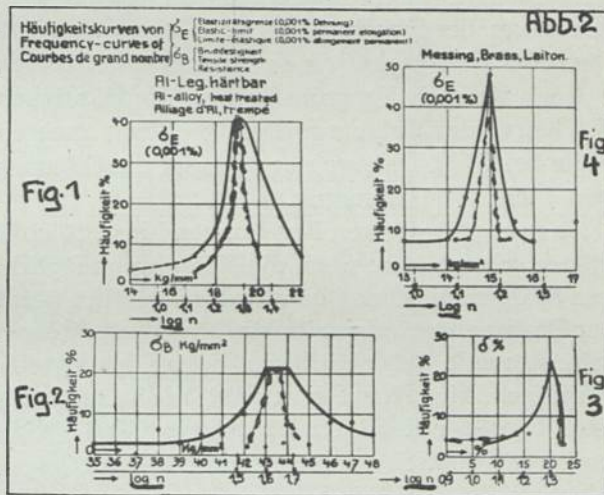
Nur bei solchen Materialien, bei denen die Elastizitätsgrenze, Streckgrenze und Bruchgrenze infolge geringer Plastizität nahe zusammenfallen, trifft das hier

Erwähnte nicht in dem Masse zu, wenn auch die Unterscheidungsmöglichkeiten nach der Elastizitätsgrenze immerhin noch etwas günstiger sind als nach den üblichen Eigenschaften.

Ausserdem ist noch von Interesse festzustellen, dass es sich bei der Elastizitätsgrenze um eine von der Messung unabhängige Materialkonstante handelt, zu deren Ermittlung man sich der Feinmesstechnik bedienen muss. Die Streckgrenze hingegen stellt keine charakteristische Materialkonstante dar, sondern einen willkürlich festgelegten Wert, der in einer stetig gekrümmten Kurve beliebig gewählt wurde.

Zur Beleuchtung der zweiten Frage, welchen Fehler man bei der wiederholten Messung der Elastizitätsgrenze macht, wurden Häufigkeitsmessungen an einem beliebig gewählten Konstruktionsmaterial durchgeführt und hierüber Kurven aufgestellt. Soll die Elastizitätsgrenze

brauchbare Materialwerte liefern, muss man bei wiederholten Messungen am gleichen Material zu etwa gleichwertigen Ergebnissen kommen, d. h. Voraussetzung für eine Verwendung der Elastizitätsgrenzenmessung ist eine geringe Streuung der Prüfungsergebnisse. Für diese Untersuchungen wurden viele Einzelmessungen an Proben, die aus mehreren Stangen einer härtbaren Aluminiumlegierung entnommen waren, durchgeführt. Die Elastizitäts-



grenze und zwar die 0,001 % Grenze, die Bruchgrenze und die Gesamt-Dehnung wurden ermittelt. Es dürfte wohl jedem Fachmann geläufig sein, dass bei verschiedenen Stangen eines gleichen Materials, selbst wenn diese Stangen sorgfältig ausgesucht werden, immer mehr oder weniger geringe Schwankungen in den mechanischen Werten vorhanden sind. Abgesehen von diesen unkontrollierbaren Materialeinflüssen auf die mechanischen Werte wurden Häufigkeitskurven auf Grund einer Anzahl von Elastizitäts- und Bruchfestigkeitsmessungen an einer härtbaren Aluminiumwalzlegierung aufgestellt. Die Elastizitätsgrenze wurde an Hand der üblichen Messmethode mit Spiegelapparat gemessen. Die Ergebnisse sind in Abb. 2 wiedergegeben. Die Häufigkeit in % ist in Funktion der Belastung in kg/mm² im einfachen und im logarithmischen Massstab aufgetragen. Entgegen allen Annahmen liegt die Häufigkeitskurve der Elastizitätsgrenzen etwa ebenso günstig als die der Bruchfestigkeit. Die Elastizitätsgrenze ist scharf ausgeprägt und beträgt etwa 19 kg/mm². (Fig. 1). Bei mehr als 40 % sämtlicher Fälle wurde eine Elastizitätsgrenze von etwa 19 kg/mm² ermittelt und bei etwa 96 % sämt-

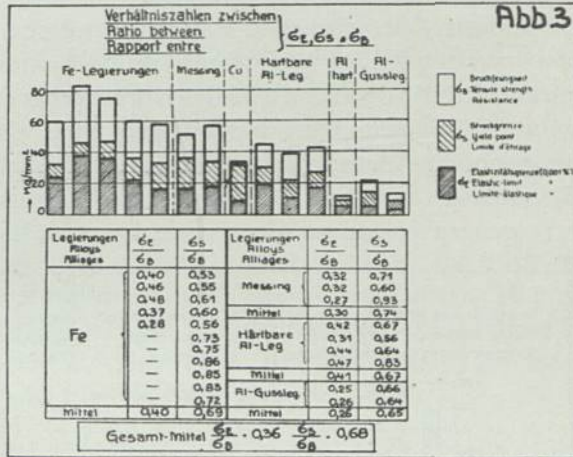
licher Messungen Werte zwischen 17 und 22 kg/mm². Abweichungen vom Mittelwert betragen somit nur $19,5 \pm 2,5$ kg/mm². Ein äusserst bemerkenswertes Ergebnis zu Gunsten der Elastizitätsmessung, wenn man berücksichtigt, dass ein wesentlicher Prozentsatz dieser Streuungen unzweifelhaft durch Schwankungen in der Qualität des Materials selbst bedingt ist. Setzt man zu diesen Häufigkeitskurven die an den gleichen Probestäben erzielten Bruchfestigkeitswerte in Parallele, so muss man feststellen, dass die Streuung dieser Werte sehr gross ist (Fig. 3). Zwischen 41 und 46 kg/mm² entsprechend einer Streuung von $\pm 2,5$ kg/mm² ähnlich wie bei der Elastizitätsgrenze liegen *weniger als 70 % sämtlicher Werte*. Die Streuung der Festigkeitswerte reicht bei etwa 92 % aller Fälle von 38—48 kg/mm² oder ± 5 kg/mm². Demnach beträgt die Streuung an der Elastizitätsgrenze in 96 % aller Fälle nur $\pm 2,5$ kg/mm² oder 12,8 % des Mittelwertes, die Streuung an der Bruchgrenze nur in 92 % der Fälle sogar ± 5 kg/mm² oder 11,6 % des Mittelwertes an der Bruchgrenze. *Die Messgenauigkeit an der Elastizitätsgrenze kann somit der Genauigkeit an der Bruchgrenze etwa gleich gesetzt werden.*

Noch wesentlich ungünstiger als die Häufigkeitswerte der Bruchfestigkeit liegt die Kurve der Dehnung. (Fig. 3) Wenn auch eine Häufigkeit in etwa 23 % der Fälle bei 20 % Dehnung liegt, so ist die Streuung doch sehr erheblich und reicht von 7 bis 23 % Dehnung.

Zu noch günstigeren Ergebnissen hinsichtlich der Streuung an der Elastizitätsgrenze gelangt man, wenn die Messungen möglichst an Proben einer oder an wenigen Stangen gleicher Qualität durchgeführt werden derart, dass die ganze Stange zur Probenahme aufgeteilt wird. Auf diese Weise wird es zum grössten Teil möglich sein, störende Nebeneinflüsse, die auf das Material selbst zurückzuführen sind, zu beseitigen. Eine Kurve dieser Art, die an ausgeglühtem Messing gewonnen wurde, ist in Fig. 4 für die Elastizitätsgrenze (0,001 %) in Funktion der Belastung einfach und logarithmisch wiedergegeben. Die mittlere prozentuale Abweichung an der Elastizitätsgrenze, die bei 15 kg/mm² liegt und scharf ausgeprägt ist, beträgt nur 2,9 %. Diese Versuche zeigen somit, dass man bei wiederholten Messungen der 0,001 % Grenze brauchbare Ergebnisse erzielt, die keine grösseren Streuungen aufweisen als die Bruchfestigkeit oder die Dehnungswerte.

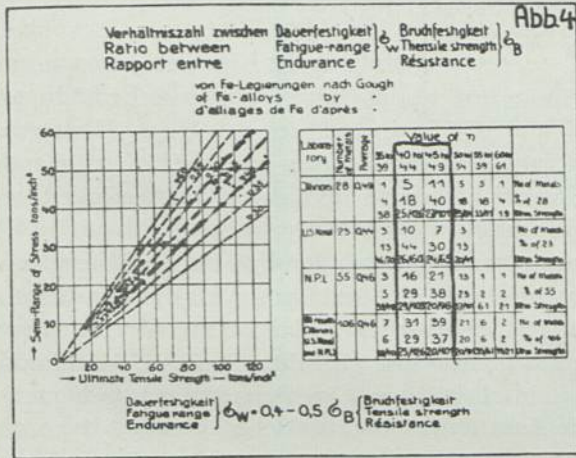
Als dritter und wichtigster Punkt dürfte die Frage nach den Zusammenhängen zwischen der Elastizitätsgrenze und der Dauerfestigkeit oder Ermüdungsfestigkeit der Materialien sein. Es hat noch keine Frage in der Materialprüfungstechnik gegeben, die in den internationalen wissenschaftlichen und praktischen Fachkreisen mit gleichem Interesse behandelt worden wäre, als die Frage des Dauerbruches von Metallen und Legierungen. Gelingt es, einen Zusammenhang zwischen der Dauerfestigkeit und der Elastizitätsgrenze der Werkstoffe nachzuweisen, wäre die Durchforschung der Elastizitätsgrenze als wichtigste Materialkonstante unbedingt geboten. Um diese letztere und wichtigste Frage zu beantworten, wurden die Werte der Bruchfestigkeit, der Streckgrenze und der Elastizitätsgrenze verschiedener Eisen- und Nichteisenlegierungen miteinander verglichen und die Verhältniszahl zwischen Elastizitätsgrenze und Bruchfestigkeit einerseits und zwischen

Streckgrenze und Bruchfestigkeit andererseits ermittelt. Die so erhaltenen Werte werden mit den in der einschlägigen Literatur vorliegenden Ergebnissen über Dauerfestigkeit verglichen. Wie aus der Abb. 3 hervorgeht, beträgt das Verhältnis der Elastizitätsgrenze zur Bruchgrenze bei den Eisenlegierungen etwa 0,3 — 0,5 und bei den Nichteisenlegierungen 0,2—0,45. Die Verhältniszahl der Streckgrenze zur Bruchfestigkeit liegt jedoch wesentlich höher und beträgt im ersten Fall etwa 0,55 — 0,85 und im zweiten Falle etwa 0,55—0,9. Die Elastizitätsgrenze beträgt mithin in allen Fällen *weniger* als die *Hälfte* der zugehörigen *Bruchfestigkeit*. Die Streckgrenze dagegen beträgt durchweg *mehr* als die *Hälfte* der *Bruchfestigkeit*. Stellt man diesen Ergebnissen die in der Literatur vorhandenen Werte über Ermüdungsfestigkeit gegenüber, sind in erster Linie die Untersuchungen von Eisenlegierungen mit verschiedenen mechanischen Eigenschaften, die von amerikanischen und englischen Forschern durchgeführt wurden, von besonderem Interesse. Gough hat sämtliche Ergebnisse über Ermüdungsfestigkeit von Eisenlegierungen



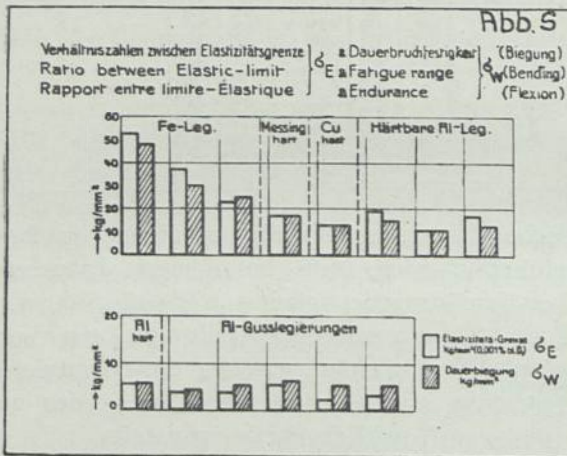
und englischen Forschern durchgeführt wurden, von besonderem Interesse. Gough hat sämtliche Ergebnisse über Ermüdungsfestigkeit von Eisenlegierungen

zusammengestellt und ein Verhältnis zwischen der Ermüdung und der Bruchfestigkeit der geprüften Stoffe ermittelt. Aus dem vorliegenden Zahlenmaterial, das aus ganz verschiedenen Prüfungsarten gewonnen wurde, werden aus mehr als 200 Einzelversuchen für die Ermüdungsgrenze der Eisenlegierungen Werte von 40—60 % der Bruchfestigkeit angegeben. Wie aus der Darstellung der Abb. 4 hervorgeht, liegen der Häufigkeit dieser Ergebnisse zufolge die meisten Werte etwa zwischen 40 und 49 % der Bruchfestigkeit (vergl. Zahlentafel). Hieraus geht hervor, dass sich bei Belastungen, die 40—49 % der Festigkeit betragen, äusserst wichtige Vorgänge im Material abspielen müssen. Welche Materialkonstanten liegen nun bei 40—49 % der Bruchfestigkeit? Hierbei kann es sich zweifellos nur um zwei Materialgrößen handeln, und zwar entweder um die Streckgrenze oder um die Elastizitätsgrenze.



etwa zwischen 40 und 49 % der Bruchfestigkeit (vergl. Zahlentafel). Hieraus geht hervor, dass sich bei Belastungen, die 40—49 % der Festigkeit betragen, äusserst wichtige Vorgänge im Material abspielen müssen. Welche Materialkonstanten liegen nun bei 40—49 % der Bruchfestigkeit? Hierbei kann es sich zweifellos nur um zwei Materialgrößen handeln, und zwar entweder um die Streckgrenze oder um die Elastizitätsgrenze.

Die Streckgrenze dürfte einerseits aus den bereits dargelegten Gründen, dass es sich nur um einen willkürlich festgesetzten Deformationsgrad von 0,2% bleibender Dehnung handelt, andererseits im besonderen aber deswegen ausscheiden, weil dieselbe bei den meisten Eisenlegierungen nicht die Forderung erfüllt, einen Häufigkeits-Wert von 40—49% der Bruchfestigkeit aufzuweisen. Überblickt man die in der Literatur vorliegenden Werte über Streckgrenze und Bruchfestigkeit, wird man feststellen müssen, dass die Streckgrenze bei Eisen in den meisten Fällen weit mehr als 50%, meist 60—70% der Bruchfestigkeit ausmacht, wie dies bereits in den vorhergehenden Abbildungen gezeigt wurde. Da nun der fragliche Wert tiefer liegen muss als die Streckgrenze bleibt demnach nunmehr eine Materialkonstante übrig, nämlich die Elastizitätsgrenze, die mit dem Dauerbruch in einem bestimmten Verhältnis stehen dürfte. Wie an Hand der wenigen zuverlässigen Ergebnisse über Elastizitätsgrenze festgestellt wurde, be-



trägt diese bei Eisenlegierungen weniger als die Hälfte der zugehörigen Bruchfestigkeit. Die Werte schwanken zwischen 30 und 50%, wobei sich bei vielen Messungen, wie dies erforderlich wäre, wohl ebenfalls eine Häufigkeit zwischen 40 und 49% ähnlich den Ermittlungen von Gough ergeben dürfte. Auch bei den Nicht-Eisenmet allen liegen ähnliche Verhältnisse vor.

In Abb. 5 ist eine Gegenüberstellung der Elastizitätsgrenze und der Dauerbruch- oder Ermüdungsgrenze verschiedener Konstruk-

tionsmaterialien gegeben. Auch hieraus geht hervor, dass eine zufriedenstellende Übereinstimmung zwischen der Elastizitätsgrenze und der Dauerfestigkeit bei den hier geprüften Materialien besteht.

Zu berücksichtigen ist jedoch noch, dass es sich bei den hier dargestellten Konstruktionsmaterialien grösstenteils um Baustoffe mit guten elastischen Eigenschaften handelt. Bei Werkstoffen mit überwiegend plastischen Eigenschaften und geringer Elastizitätsgrenze, wie beispielsweise geglähtes Kupfer, Aluminium und dergleichen oder mit überwiegend elastischen Eigenschaften wie gehärteter Stahl, Gusseisen und dergl. sind die Zusammenhänge zwischen Elastizitätsgrenze und Dauerfestigkeit noch nicht genügend erforscht, um schon jetzt nähere Angaben hierüber machen zu können. Es scheint jedoch, als ob Materialien mit niedriger Elastizitätsgrenze und hoher Plastizität eine grössere Dauerfestigkeit und Materialien mit sehr hoher Elastizitätsgrenze und geringer Plastizität eine kleinere Dauerfestigkeit als die Elastizitätsgrenze aufweisen. Zu erwähnen wäre noch, dass bei den Feinmessungen die Beschaffenheit des Probestäbe eine wichtige Rolle spielt

und dass im besonderen die Verfestigung der Staboberfläche durch Schneidbearbeitung sowie die absolute gerade Linie der Stabmitte (Verwerfen) Beachtung verdienen. Ferner dürfte es noch je nach der Dauerbeanspruchungsart notwendig sein, ausser der statischen auch die dynamische Elastizitätsgrenze, beispielsweise bei Schlag- und Stossbeanspruchungen zu ermitteln.

Zum Schluss sei noch erwähnt, dass die dargelegten Verhältnisse hinsichtlich der Elastizitätsgrenze keineswegs als unmittelbar auf die laufende Laboratoriums- oder Abnahmepraxis übertragbar sind. Um den angedeuteten Weg der Elastizitätsgrenzmessung für die Praxis gangbar zu gestalten, sind selbstverständlich eine grosse Anzahl von Vergleichs- und Kontrollversuchen erforderlich, die, nachdem sie weiterhin durch die Grosszahlforschung kritisch beleuchtet worden sind, erst für die alltägliche Laboratoriums- und Abnahmepraxis heranreifen können.

Zusammenfassend möchte ich sagen, dass es sich auf Grund der dargelegten Ergebnisse empfehlen dürfte, auf den angedeuteten Wegen über die statische und dynamische Elastizitätsgrenzmessung weitere Forschungsarbeiten aufzugreifen, um dem Materialprüfungswesen als auch dem Konstruktionswesen eine breitere Grundlage zur sicheren Beurteilung der Baustoffe zu verleihen.

DISKUSSION

Herr Ing. MULDER, Rijswijk

Die Gefahr für einen Dauerbruch hängt zusammen mit den Quotient $\frac{\sigma_e}{\sigma}$ ($\sigma_e =$ Elastizitätsgrenze; $\sigma =$ auftretende Maximalspannung).

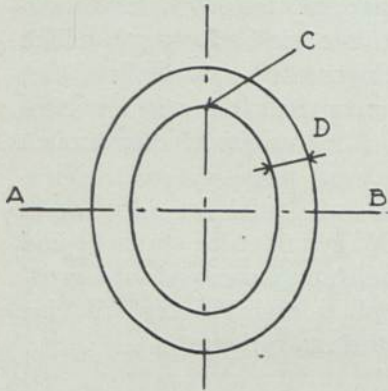
Gegenstände, welche in der Praxis meistens sehr hoch beansprucht werden, sind Ketten, und viele der eintretenden Brüche werden von Praktikern, wohl aber nicht mit Recht, für Dauerbrüche angesehen. Immer mehr kommt jetzt in Gebrauch die Ketten periodisch auszuglühen.

In einer neulich abgehaltenen Sitzung der Kommission, welche sich in Holland mit der Aufstellung von Vorschriften für die Behandlung der Ketten befasst, wurde der Standpunkt vertreten, dass Ketten nach dem periodischen Ausglühen aufs neue geprüft werden sollen auf die doppelte Nutzlast. Bei dieser Prüfung wird das Material kalt gereckt. Mit einer Schieblehre ist die Deformation bereits messbar (sie beträgt etwa 3 % in der Länge- und Breite-Abmessung der Ketten-schaken).

Meiner Ansicht nach ist es nicht richtig, kaltgereckte, also spröde Ketten abzu-

liefern. Das Ziel des Ausglühens, die Beseitigung von dem Einfluss des Kaltreckens, wird durch dieses Proberecken wieder aufgehoben.

Eines muss jedoch beachtet werden; nämlich, wie ist es mit dem Quotient $\frac{\sigma_e}{\sigma}$ in einem Schaken, der *nicht* und in einem Schaken der *wohl* kalt deformiert worden ist. Der kaltdeformierte Schaken wird innere Spannungen aufweisen, die den Betriebsspannungen entgegenwirken. Es ist daher denkbar und sogar sehr an-



nehmlich, dass der Quotient $\frac{\sigma_e}{\sigma}$ für die kaltgereckten Schaken günstiger ist als für die nicht kaltgereckten Schaken.

Allgemein wird eine Nutzlast von 6 kg/mm^2 auf dem Durchschnitt AB

für Ketten angenommen. $\left(2 \cdot \frac{\pi d^2}{4} \cdot 6 \text{ kg} \right)$

Gemäss einer Veröffentlichung von Moore & Goodenough (im Bulletin 18 der University of Illinois, Engineering Experimental Department), könnte man in C eine Spannung erwarten

von $2,5 \text{ a } 3,5 \times 6 \text{ kg/mm}^2 = 15 \text{ à } 21 \text{ kg/mm}^2$. Dies sind also Werte, wobei Dauerbrüche zu erwarten sind.

Es wäre mir angenehm die Meinung des Herrn Welter hierüber zu hören.

Prof. D. DRESDEN, Haag

Wie interessant die Tatsache ist, dass die Elastizitätsgrenze bei den vielen Versuchen stimmt mit der Ermüdungsgrenze, scheint es mir doch, dass diese nicht dazu berechtigt, die Bedeutung der Fließgrenze so herabzusetzen. Ob die Elastizitätsgrenze, die vom Herrn Vortragenden an eine Dehnung von $0,001 \%$ geknüpft wird, (doch auch eine „willkürliche“ Festsetzung) eine eigentliche Materialkonstante ist, möge noch dahingestellt bleiben. Dass die Fließgrenze *keine* eigentliche Materialkonstante sei, scheint mir noch ungenügend begründet.

Ministerialrat SCHLICHTING, Berlin

In Hinblick auf die Anfrage meines Vorredners über Ketten ist zu bemerken, dass die Ketten in den äussersten Fasern des gebogenen Teils ein mehrfaches derjenigen Beanspruchung erfahren können, die im Querschnitt des geraden Teils eintritt, und als Betriebsbeanspruchung gilt. Infolgedessen werden schon bei den normalen Betriebsbeanspruchungen im gebogenen Teil Kaltreckungen eintreten,

die die Kette auf die Dauer spröde werden lassen. Zur Beseitigung dieser Kaltreckung müssen die Ketten in gewissen Zeiträumen ausgeglüht werden. Besonders ist das Ausglühen aber auch nach den vom Herrn Vorredner erörterten Kettenprüfungen, bei denen die Ketten einer aussergewöhnlichen Beanspruchung unterworfen werden, notwendig, damit nicht von vornherein verhältnismässig starke Kaltreckungen mit ihren ungünstigen Wirkungen erzeugt werden. Die Elastizitätsgrenze durch die Kaltreckung steigern zu wollen, wäre nicht richtig.

Prof. Dr. KÖRBER, Düsseldorf

Aus den Ausführungen des Herrn Vortragenden ist zu ersehen, dass sowohl Elastizitätsgrenze, wie Fließgrenze, und auch die Ermüdungsfestigkeit in ziemlich wenig schwankendem Verhältnis zur Zugfestigkeit stehen. Sollte sich dies in einer reicheren Erfahrung bestätigen, dabei sich vielleicht die Grenzen der auftretenden Schwankungen sogar noch verengern, so würde daraus die für die technische Materialprüfung wichtige Folgerung zu ziehen sein, dass man sich in der laufenden Prüfung mit der einfachen und zuverlässigen Bestimmung der letzteren begnügen könnte. Die Bestimmung der Elastizitäts-, Fließ- und Ermüdungsgrenze wäre als Studienprobe zu betreiben, um möglichst zuverlässige Unterlagen für die genannten Verhältniszahlen zur Zugfestigkeit zu gewinnen.

Bei den Ketten ist darauf hingewiesen, dass eine starke schädliche Wirkung von den Alterungserscheinungen zu befürchten ist, die das auf irgend eine Weise für die Elastizitätsgrenze deformierte Flusseisen im Laufe der Zeit erleiden kann. Von diesem Gesichtspunkt aus sei auf die günstigen Erfahrungen mit elektrisch geschweissten Ketten hingewiesen, die nach dem Schweißen einem Vergütungsprozess unterworfen worden sind. Neben der Steigerung der Festigkeit und Zähigkeit ist mit der Vergütung eine Herabminderung der Alterungsempfindlichkeit zu verzeichnen; diese günstige Wirkung einer Vergütung hat sich im praktischen Betriebe bestätigt.

Antwort des Herrn Dr. WELTER

Da die Zeit bereits fortgeschritten ist, möchte ich mich kurz fassen, um so mehr, als die von Herrn Mulder angeschnittene Frage bereits von den Herren Schlichting und Prof. Körber behandelt wurde. Auch ich bin mit den Herren Diskussionsrednern einig, dass es günstiger sein dürfte, für Ketten ausgeglühtes Material, bzw. vergütetes Material zu verwenden, da es bei diesen Konstruktionselementen auf gute Elastizität, die im Betriebe erforderlich ist, ankommt. Ketten sind Überbelastungen in hohem Masse im Betriebe ausgesetzt, ohne dass dieselben versagen dürfen. Zu dem zweiten von Prof. Dresden berührten Punkt hinsichtlich

der Fließgrenze möchte ich kurz sagen, dass selbstverständlich alt hergebrachte, mehr oder weniger bewährte Güteziffern, zu denen die Fließgrenze sicherlich gehört, nicht verlassen werden sollen, (wie ich dies in meinem Vortrage zum Ausdruck gebracht habe) ehe gleichwertige, oder gar bessere Güteziffern an deren Stelle gesetzt werden können.

ESSAIS DE RECEPTION DES RAILS

par

L. TOUTAIN

Ing. Principal de la Cie. du Nord, Paris

Parmi les matériaux soumis à des essais de réception, les rails d'acier occupent une des premières places en raison, tant du tonnage de métal dont ils représentent la mise en oeuvre ¹⁾ que du rôle qu'ils jouent dans la sécurité de la circulation sur les chemins de fer.

Il nous a paru intéressant de mettre en parallèle les diverses méthodes d'essai qui sont appliquées, à la réception de ces matériaux, par les réseaux de chemins de fer des principaux pays d'Europe, pour en tirer, si possible, quelques conclusions en vue de l'amélioration de ces méthodes.

La présente étude porte sur les méthodes d'essai indiquées par les Cahiers des Charges :

- des grands réseaux français (Cahier des Charges unifié de 1923).
- des grands réseaux anglais (British Standard Specification de 1922).
- de la Sté. Nationale des Chemins de fer Belges (Cahiers des Charges de 1925—1926).
- des Chemins de fer Néerlandais (Bijzondere Voorschriften voor IJzer de 1918)
- des Chemins de fer italiens de l'Etat (Capitolato spéciale de 1926).
- et des Chemins de fer allemands du Reich (Besondere Bedingungen für die Lieferung von Schienen).

Ces Cahiers des Charges ne servent pas exclusivement à la réception des rails destinés aux réseaux d'où émanent ces documents ; de nombreux pays, qui ne sont pas producteurs de rails et qui s'approvisionnent auprès des usines françaises, belges etc. . . . n'ont pas de Cahier des Charges qui leur soit particulier et prescrivent, pour l'exécution de leurs commandes, l'application des conditions de réception figurant aux Cahiers des Charges soit des pays fournisseurs, soit d'autres pays.

Laissant de côté les conditions de réception relatives à la forme et aux dimensions que doivent avoir les rails à fournir, nous ne nous occuperons, dans cette

¹⁾ La production mondiale des rails, en 1925, a dépassé 6 millions de tonnes ; dans ce chiffre, l'Allemagne figure pour 1 million et demi de tonnes, l'Angleterre pour 630.000 tonnes, la France pour 500.000, la Belgique et le Luxembourg réunis pour 300.000, les Etats-Unis et le Canada réunis pour plus de 3 millions de tonnes.

étude, que des conditions afférentes aux qualités chimiques, physiques et mécaniques que doit posséder le métal dont les rails sont constitués.

Les divers essais auxquels donne lieu la vérification de ces conditions sont en général les suivants:

- a) Analyse chimique des divers constituants du métal;
- b) Essai de traction sur éprouvette tournée;
- c) Essai de fragilité par chute d'un mouton sur un coupon de rail;
- d) Essai de flexion statique sur coupon de rail;
- e) Essai de dûteté à la bille Brinell;
- f) Essai macrographique destiné à contrôler le degré d'homogénéité du métal et à déceler l'existence de la retassure et de la ségrégation ainsi que la présence d'inclusions non métalliques ou de corps étrangers;
- g) Essais divers (micrographie, résilience, etc....).

a) *Analyse chimique.* Seul, le Cahier des Charges anglais exige l'analyse chimique des 5 principaux constituants de l'acier (carbone, manganèse, silicium, phosphore et soufre) et impose pour chacun d'eux, soit une teneur maximum, soit les limites entre lesquelles cette teneur doit être comprise. Ces conditions sont reprises aux tableaux I et II ci-après:

TABLEAU I. *Acier fabriqué par le procédé Martin Siemens*

Constituants de l'acier	Acide		Basique	
	Acier ordinaire au carbone	Acier à haute teneur en carbone	Acier ordinaire au carbone	Acier à haute teneur en carbone
Carbone	0.45 à 0.55%	0.50 à 0.60%	0.45 à 0.60%	0.55 à 0.65%
Manganèse	0.90% max.	0.80% max.	0.90% max.	0.80% max.
Silicium	0.15% max.	0.10 à 0.30%	0.15% max.	0.10 à 0.30%
Phosphore	0.06% max.	0.05% max.	0.05% max.	0.04% max.
Soufre	0.06% max.	0.05% max.	0.06% max.	0.05% max.

TABLEAU II. *Acier fabriqué par le procédé Bessemer*

Constituants de l'acier	Acide		Basique
	Acier ordinaire au carbone	Acier à haute teneur en carbone	Acier ordinaire au carbone
Carbone	0.45 à 0.50 %	0.45 à 0.55%	0.40 à 0.50%
Manganèse	0.70 à 1.00 %	0.90 % max.	0.70 à 1.00%
Silicium	0.15 % max.	0.10 à 0.30%	0.15 % max.
Phosphore	0.075% max.	0.06 % max.	0.07 % max.
Soufre	0.07 % max.	0.06 % max.	0.07 % max.

Le Cahier des Charges italien prescrit, pour toutes les coulées qui seront indiquées par l'agent réceptionnaire, l'analyse chimique du métal; mais il ne limite la teneur des constituants qu'en ce qui concerne le phosphore et le soufre pour lesquels il fixe les maxima respectifs de 0.05% et 0.07%, et en ce qui concerne l'arsenic, pour lequel il admet seulement des traces.

Le Cahier des Charges néerlandais impose l'analyse chimique d'une coulée sur cinquante; il prescrit, en outre, la communication, au Chemin de fer, par l'aciérie, des résultats des analyses faites par elle sur les diverses coulées. Aucune limite n'est indiquée pour la teneur en carbone, manganèse et silicium. La teneur maximum en phosphore et en soufre est fixée respectivement à 0.10% et 0.06%.

Les Cahiers des charges français et belge prescrivent l'analyse chimique, par les aciéries, de toutes les coulées et la communication, à l'agent réceptionnaire, des résultats de cette analyse; mais le premier de ces Cahiers des Charges ne fixe aucune limite pour la teneur des divers constituants, tandis que le second fixe, pour le silicium, une teneur qui doit être, au minimum, de 0.12%.

Le Cahier des Charges allemand ne renferme aucune stipulation concernant la composition chimique du métal à rails.

b) *Essai de traction sur éprouvette tournée.* Cet essai est prescrit par tous les Cahiers des Charges qui font l'objet de la présente étude et le tableau III ci-après indique les résultats à obtenir au cours de cet essai. Il est à remarquer que le Cahier des Charges allemand stipule seulement la résistance minimum à la rupture, sans donner aucune indication sur les dimensions de l'éprouvette, ni sur le pourcentage minimum de l'allongement à obtenir avant rupture.

c) *Essai de fragilité par chute d'un mouton sur un coupon de rail.* Cet essai est prescrit par tous les Cahiers des Charges précités, mais les conditions de réalisation en sont variables de l'un à l'autre, au point de vue, tant du poids du mouton que de la hauteur de chute, du nombre de coups à donner, de la longueur du coupon de rail à essayer, de la distance des appuis sur lesquels on doit le faire reposer et de la position du rail sur ces appuis.

Le tableau IV ci-après reprend ces diverses caractéristiques en ce qui concernent les Cahiers des Charges français, anglais, belge et italien.

Le Cahier des Charges allemand n'indique ni le poids du mouton, ni sa hauteur de chute, ni la distance des appuis sur lesquels on fait reposer le coupon de rail à essayer. Il indique simplement que ce coupon, de 1 m. 30 environ de longueur, est soumis, pour les rails pesant 30 Ko. par mètre de longueur et au-dessus, à un premier coup de mouton produisant 2.000 kilogrammètres, puis à des coups produisant chacun 1500 kilogrammètres. L'essai est arrêté quand le coupon de rail a pris une flèche déterminée, mais le Cahier des Charges n'indique pas le nombre total de kilogrammètres que le coupon de rail aura dû absorber pour acquérir cette flèche.

Le Cahier des Charges néerlandais stipule que, dans chaque lingot, un coupon de rail de 1 m. 50 de longueur, provenant autant que possible de la partie supérieure de ce lingot et reposant sur deux appuis espacés de 1 m. 00, devra supporter le

TABLEAU III. *Essai de traction sur éprouvette tournée*

Désignation des Cahiers des Charges	Dimensions de l'éprouvette		Résultats à obtenir			Observations		
	Diamètre	Longueur entre repères	Résistance minimum par m/m ² . (R)	Allongement minimum entre repères (A)	Conditions complémentaires			
Français . .	13 m/m 8	100m/m	65 Ko.	10%	R+2A > 92	La Réseau indique la résistance minimum qu'il désire ainsi que le procédé de fabrication: Martin, Bessemer ou Thomas, à employer.		
			70 Ko.	9%			R+2A > 94	
80 Ko.	7%	R+2A > 98	pour acier ordinaire au carbone.					
66 Ko. 14	à	15%		à				
78 Ko. 74					12%			
78 Ko. 74	à	10%						
83 Ko. 47								
Anglais	14 m/m 33	50 m/m 8		72 Ko. 44	à		12%	pour acier à haute teneur en carbone, fabriqué par le procédé Martin acide ou basique.
				78 Ko. 74				
	ou	20 m/m 27		76 m/m 2	78 Ko. 74		à	
					86 Ko. 62			
					69 Ko. 29	à	12%	
			78 Ko. 74					
78 Ko. 74			à		10%			
83 Ko. 47								
Belge	16 m/m	200 m/m	70 Ko.	10%	R+2A > 94			
Italien	20 m/m	200 m/m	70 Ko.		$R \times A > 900$ si $R < 72$ $R \times A > 800$ si $72 < R < 75$ $R \times A > 750$ si $R > 75$			
Allemand	?	?	60 Ko.	?				
Néerlandais	20 m/m	200 m/m	65 Ko.	12%				

TABLEAU IV. *Essai de Choc sur coupon de rail*

Désignation des Cahiers des Charges	Nuance de l'acier définie par la résistance minimum à la rupture par traction	Poids du rail par mètre de longr.	Coupon de rail		Mouton		OBSERVATIONS
			Longueur	Distance des appuis	Poids	Hauteur de chute	
Français	65 k.	46 k. 50 k.	0 m. 70	0 m. 50	300 k.	4 m. 60	Le coupon reçoit le choc sur son patin, le champignon étant légèrement entaillé au milieu de sa longueur comme indiqué ci-après.
			0 m. 70	0 m. 50	300 k.	5 m. 00	
	70 k.	46 k. 50 k.	0 m. 70	0 m. 50	300 k.	4 m. 37	
			0 m. 70	0 m. 50	300 k.	4 m. 75	
80 k.	46 k. 50 k.	0 m. 70	0 m. 50	300 k.	4 m. 14		
		0 m. 70	0 m. 50	300 k.	4 m. 50		
Anglais	66 k.	45 k. 50 k.	1 m. 52	1 m. 07	1.016 k.	2 m. 13	Le coupon a, sur toute sa longueur, une section uniforme qui est celle du rail à essayer. Le premier coup de mouton est donné sur le champignon de roulement.
			1 m. 52	1 m. 07	1.016 k.	6 m. 10	
Belge	70 k.	50 k.	2 m. 00	1 m. 10	1.000 k.	4 m. 00	essai préliminaire, un seul coup
			2 m. 00	1 m. 10	1.000 k.	6 m. 00	
Italien	70 k.	46 k. 50 k.	1 m. 50	1 m. 10	600 k.	8 m. 00	1er coup
			1 m. 50	1 m. 10	600 k.	8 m. 50	
							2ème coup

Les coupons de rails doivent supporter, sans se rompre, les coups de mouton indiqués ci-contre. Le Cahier des Charges italien indique même qu'ils ne doivent pas se fissurer. Le Cahier des Charges anglais stipule les flèches maxima que doit prendre le coupon sous l'effet des chocs. La valeur de ces flèches varie suivant le poids des rails par mètre de longueur et suivant que le métal qui constitue ces rails est de l'acier ordinaire au carbone ou de l'acier à haute teneur en carbone.

choc d'un mouton de 1000 Kgs. tombant d'une hauteur variable avec le profil du rail. Après ce premier choc, il en est donné un ou plusieurs autres, avec une hauteur de chute moitié de la précédente, jusqu'à ce que la flèche prise par le coupon de rail, entre ses deux points d'appui, atteigne une valeur déterminée. Cet essai doit être supporté par le rail sans qu'il se rompe ou même sans qu'il présente de fissure ou de déchirure.

Pour les rails pesant 44 Ko. ou plus par mètre de longueur, la hauteur de chute du mouton, au premier coup, est 4 m. 50, aux coups suivants elle est 2 m. 25; la flèche à atteindre est 0 m. 10.

Dans les Cahiers des Charges allemand, néerlandais, anglais, belge et italien, le coupon de rail soumis à l'essai de choc est, sur toute sa longueur, d'une section uniforme, qui est celle du rail d'où il a été extrait.

Dans le Cahier des Charges français, au contraire, *et c'est là une innovation particulièrement importante*, le coupon de rail, qui est essayé patin en haut, comporte, au milieu de la longueur du champignon de roulement, une entaille obtenue par l'action d'une fraise cylindrique de 0 m. 10. de diamètre; la profondeur de cette entaille, par rapport à la surface de roulement du rail, varie suivant le profil du rail à essayer.

Elle est d'environ 0 m. 015 pour les rails Standard français 46 Ko. et 50 Ko.

Dans ces conditions, la section qui supporte l'effort maximum lors de la chute du mouton est la section la plus faible du coupon; c'est en outre une section dans laquelle les fibres qui travaillent à l'extension sont constituées, non pas de métal de bord, généralement plus homogène et plus tenace, mais de métal comportant, éventuellement, toutes les imperfections caractéristiques d'une élaboration défectueuse de l'acier ou d'un chutage insuffisant du lingot.

Cet essai de choc est, en outre, effectué sur chacun des lingots et non pas seulement sur chaque coulée comme le prévoient les Cahiers des Charges anglais et italien.

Le Cahier des Charges belge comporte, à cet égard, une stipulation analogue à celle du Cahier des Charges français: chaque lingot donne lieu à un essai de choc, dit essai préliminaire (voir tableau IV ci-dessus), mais cet essai est moins sévère que l'essai, dit définitif, qui ne s'exécute que sur 1,5 à 2% du nombre de rails présentés à la réception. Le cahier des Charges néerlandais comporte également une stipulation du même genre (essai par lingot et non par coulée).

d) *Essai de flexion statique sur coupon de rail.* Cet essai n'est pas prévu aux Cahiers des Charges français, anglais, néerlandais et allemand. Les modalités de l'essai prescrit par les Cahiers des Charges belge et italien font l'objet du tableau V ci-après.

e) *Essai de dureté à la bille Brinell.* Il n'est pas fait mention de cet essai aux Cahiers des Charges anglais et belge, et les Cahiers des Charges français et italien ne le prévoient qu'à titre de renseignement documentaire, sans aucune indication sur les résultats qu'il doit donner.

Le Cahier des Charges néerlandais donne au Chemin de fer la faculté de deman-

der l'application de l'essai Brinell. Les résultats de cet essai, qui doit être fait perpendiculairement au champignon du rail, en 6 points différents, doivent donner un nombre moyen de dûteté au moins égal à 200, ce qui correspond, d'après les tables de l'Aktiebolaget Alpha, à une résistance moyenne de 69 Ko. environ par m/m carré.

Le Cahier des Charges allemand stipule que l'essai Brinell peut, si le Chemin de fer y consent, être substitué à l'essai de traction dont il a été question plus haut; l'épreuve doit, dans ce cas, donner comme résultat maximum le nombre de dûteté 167 qui, d'après les tables rappelées ci-dessus, correspond à une résistance minimum à la traction de 60 Ko. 5 par m/m².

f) *Essais macrographiques.* Ces essais ne sont stipulés qu'aux Cahiers des Charges belge, italien et néerlandais.

Le premier indique que les attaques macrographiques doivent être exécutées sur des éprouvettes prélevées généralement en tête des rails provenant de la partie supérieure des lingots et que si ces attaques révèlent la présence de ségrégations ou d'inclusions quelconques, l'agent réceptionnaire imposera, suivant le cas, soit la recoupe, soit l'élimination des rails de tête provenant de ces lingots. En outre, et si le nombre de rails ségrégés dépasse 10% du nombre total des essais macrographiques pratiqués, tous les rails de tête de la fourniture seront rebutés.

Le Cahier des Charges italien indique que l'essai macrographique devra faire ressortir que l'acier est de structure homogène et ne présente aucune trace de liquation; il admet toutefois que l'essai pourra révéler de légères liquations correspondant à l'âme des éprouvettes prélevées dans la partie du rail provenant de la partie supérieure du lingot; l'appréciation des résultats donnés par ces essais est de la compétence exclusive des agents réceptionnaires.

Le Cahier des Charges néerlandais stipule que, pour juger de l'homogénéité du métal, le Chemin de fer peut demander qu'il soit procédé à des essais de macrographie; ces essais forment un complément aux examens de texture qui sont prévus à ce Cahier des Charges.

g) *Essais divers.* En outre des essais qui sont indiqués ci-dessus, le Cahier des Charges belge fait mention d'essais micrographiques et d'essais de résilience, et le Cahier des Charges italien d'essais de fragilité à chaud et à froid, d'essais de trempe, d'essais de cintrage à froid sur pièces forgées etc. . .

La technique opératoire de ces essais n'étant pas indiquée aux Cahiers de Charges, non plus que les résultats qui doivent être obtenus, nous ne pouvons les mentionner ici que pour mémoire et à titre de simple renseignement.

Le rapprochement des renseignements qui précèdent montre que l'essai de traction sur éprouvette tournée, d'une part, et l'essai de choc sur coupon de rail, d'autre part, sont à la base de tous les Cahiers des Charges examinés.

Le premier de ces essais a pour but de renseigner l'acheteur sur la résistance du métal, tandis que le second est destiné à lui indiquer que cette résistance n'a pas été obtenue aux dépens de la fragilité du rail. Pour que ces essais atteignent leur

TABLEAU V. *Essai de flexion statique sur coupon de rail*

Désignation des Cahiers des Charges	Nuance de l'acier définie par la résistance minimum à la rupture par traction	Poids du rail par mètre de longueur	Coupon de rail		Pression statique exercée sur le rail		Observations					
			Longueur	Distance des appuis	Valeur	Durée						
Belge . .	70 Ko.	50 Ko.	1 m. 70	1 m. 70	35 T	5 min.	} le coupon de rail ne doit prendre aucu- ne flèche perma- nente.					
			46 Ko.	1 m. 50	1 m. 00	32 T		5 min.				
						58 T			} le coupon ne doit pas se rompre.			
Italien.	70 Ko.	50 Ko.	1 m. 50	1 m. 00	35 T	5 min.	} le coupon de rail ne doit prendre aucune flèche permanente. } le coupon ne doit pas se rompre.					
								50 Ko.	1 m. 50	1 m. 00	58 T	

but, il est désirable qu'ils soient effectués sur des lots de rails convenablement constitués et ne représentant qu'un tonnage relativement faible.

A ce point de vue, les Cahiers des Charges français, belge et néerlandais, en prescrivant un essai de choc *par lingot*, présentent une disposition extrêmement intéressante, car les divers lingots d'une même coulée ne sont pas de qualité identique, surtout si des additions sont faites dans la lingotière au moment de son remplissage; cet essai étant, d'autre part, effectué sur un coupon de rail provenant de la tête du lingot, le métallurgiste se trouve conduit, pour assurer la réussite du dit essai, à faire en tête de *chaque* lingot, puisque chaque lingot est essayé, une chute suffisante pour éliminer la partie comportant la retassure ou une excessive ségrégation; il y est d'autant mieux conduit, avec le Cahier des Charges français, que ce dernier prescrit, comme il a été dit plus haut, un fraisage du champignon qui met à nu pour la faire travailler au maximum, la partie du champignon pouvant comporter cette retassure ou cette ségrégation.

L'essai de traction, qui nécessite la préparation assez longue d'éprouvettes calibrées, ne peut être exécuté à un aussi grand nombre d'exemplaires, aussi se borne-t-on à le pratiquer à raison d'un par 50, 100 et même 150 tonnes de rails présentés à la réception. Il serait évidemment préférable de contrôler de plus près la qualité du métal indiquée par l'essai de traction, et si l'on considère que le métal des rails s'altère plutôt par écrasement que par insuffisance de résistance à l'extension, il

semble que l'essai de traction pourrait, comme l'admet le Cahier des Charges allemand, être remplacé, si le Chemin de fer y consent, par l'essai de dûtreté (Brinell ou analogue) lequel pourrait être effectué sur chaque lingot, comme l'essai de choc, en prenant comme éprouvette le coupon de rail ayant subi ce dernier essai.

L'essai par flexion statique n'existe plus que dans les Cahiers des Charges anglais, belge et italien; il existait autrefois dans la plupart des Cahiers des Charges français, mais on a jugé inutile de le maintenir lors de l'unification opérée en 1923; les chemins de fer belges vont également l'abandonner.

L'essai par flexion statique n'est intéressant que pour donner une idée de la ductilité du métal, renseignement que donne aussi la mesure de l'allongement de l'éprouvette dans l'essai de traction; il semble que l'on puisse y renoncer tant que ce dernier essai sera maintenu, mais qu'il serait nécessaire d'y revenir si, comme cela est envisagé plus haut, l'essai de dûtreté est substitué à l'essai de traction.

L'analyse chimique constitue un essai d'une utilité relative; l'essentiel pour l'acheteur est, en effet, que la fourniture livrée possède les propriétés mécaniques exigées par l'usage prévu et il peut le vérifier au moyen des essais mécaniques imposés au fabricant par le Cahier des Charges.

Les essais macrographiques, d'une introduction relativement récente dans la réception des produits métallurgiques, fournissent des indications extrêmement intéressantes sur le degré d'homogénéité du métal; ils peuvent déceler la présence de la retassure, de la ségrégation et des inclusions étrangères, telles que les fragments d'acier doux que l'on met sur le fond des lingotières pour le protéger contre la coulée du métal et que l'on retrouve quelquefois enclavés dans le pied des lingots.

Ces essais ne donnent toutefois, dans la pratique actuelle, que des indications qualitatives, de sorte que les Cahiers des Charges belge et italien, qui en font une condition éliminatoire, ont été amenés: le premier, à prévoir la recoupe ou l'élimination des rails sur lesquels l'attaque macrographique accuse la présence de ségrégations ou inclusions quelconques; le second, à laisser à la compétence exclusive de l'agent réceptionnaire, l'appréciation des résultats obtenus.

Il serait très désirable — et c'est d'ailleurs l'un des vœux émis par l'Association Internationale du Congrès des Chemins de fer, Session de Londres, 1925 — question II — Rupture des rails — que la mise en oeuvre de ces essais macrographiques fût largement étendue et qu'ils fussent perfectionnés de manière à en faire un procédé pratique de réception des rails.

Un vœu analogue a été émis au même Congrès en ce qui concerne les essais de résilience qui ne figurent actuellement aux Cahiers des Charges belge et italien, qu'à titre de renseignement documentaire.

Les Chemins de fer français procèdent actuellement à des expériences nombreuses en vue de compléter les conditions de réception des rails, notamment au point de vue de la résilience et de la fragilité.

DISCUSSION

M. le Prof. WELIKHOW, Moscou

déclare, que la question des rails est devenue pendant ces dernières années une des questions principales de l'exploitation des chemins de fer. En Russie (U.R.S.S.), qui possède un réseau de 75.000 K.M., cette question avait été étudiée déjà une fois par une commission spéciale, dirigée par les feus professeurs Bélélubsky et Nikolai. On a alors introduit la limite de l'élasticité réelle comme une des conditions de réception. Les travaux de la dite commission sont bien connus partout.

Les dernières années étaient marquées par l'usure prématurée d'un nombre considérable de rails, ce qui était un des motifs pour organiser une nouvelle grande commission des rails, présidée par le Prof. Welikhow, et comptant parmi ses membres des éminents spécialistes métallurgiens, métallographistes etc., par exemple messieurs Groum, Grymailow, Baikoff, Bakosekine etc. Les premiers travaux de cette commission sont déjà parus.

Tout ça donne l'idée qu'il serait absolument nécessaire d'unifier tous les travaux des différents pays, en formant du sein même de Notre Nouvelle Association une organisation spéciale sur la question des rails, ayant pour but la rationalisation de la production des méthodes d'essai, et des moyens mêmes de l'exportation des rails.

La formation de cette organisation peut être confiée à notre Comité Directeur.

M. l'Ing. P. SAKCHAROW, Moscou

Ce n'est pas pour discuter avec M. Toutain, que je prends le mot, mais seulement pour rappeler les grandes investigations sur les rails, entreprises en Russie au commencement du 20ième siècle par la commission des rails, et pour déclarer les essais étendus, qui sont en train maintenant et dont quelques résultats ont été publiés.

Il suit de ces recherches, que la macrostructure du métal est un facteur d'une importance très grande, ayant démontré plusieurs exemples assez clairs et différents de la hétérogénéité des rails.

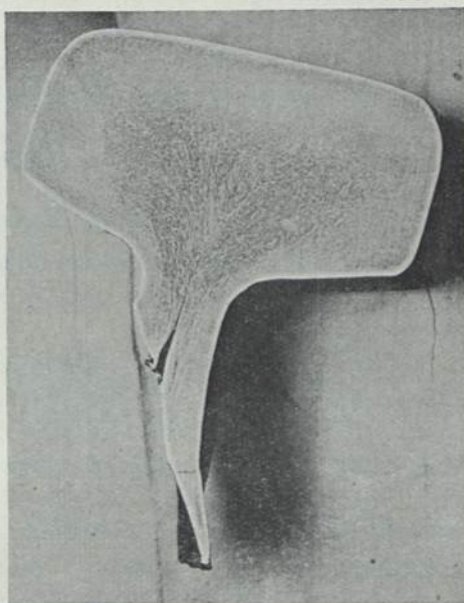
Aussi croit-il qu'en même temps la microstructure peut donner quelquefois des indications très importantes des propriétés des rails quant à la température du laminage et au refroidissement du rail laminé. On sait, que les rails peuvent obtenir des propriétés complètement contradictoires; ils peuvent être à la fois extra-doux et fragiles.

A propos il faut rappeler de ces cas, que les rails se rompent catastrophiquement en morceaux plus ou moins nombreux et souvent sous un train passé. Ces cas ont été examinés déjà depuis longtemps et tout le monde connaît maintenant les conclusions de M. F. Osmond, de même celles de M.M. Frémont, Cushing, Merklen, Servais, et d'autres.

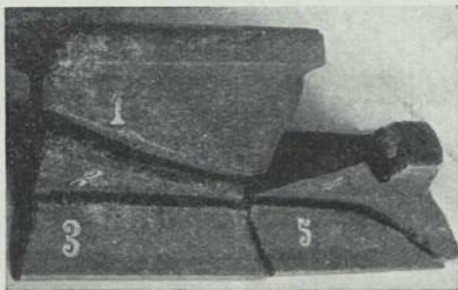
On peut distinguer entre autres les deux cas suivants qui sont tout différents. Le premier, c'est le rail, se brisant en quelques morceaux assez gros, ayant à la surface de la rupture „la tache ovale argentée". La figure première montre la rupture pareille d'un rail du chemin de fer russe du Nord en quelques morceaux de longueur près de



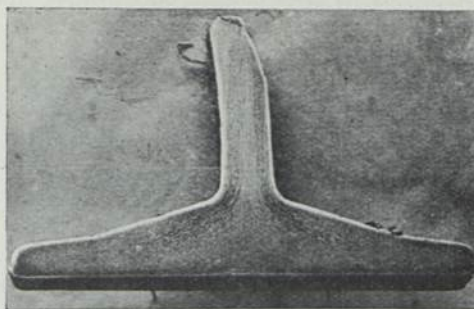
FIGG. 1



FIGG. 3



FIGG. 2



FIGG. 4

650 mm. La distance de deux traverses étant aussi presque 650 mm., on pourrait supposer dans les sections des rails près les traverses des tensions internes de torsion maximum, dont suit la rupture lente (Dauerbruch), c'est à dire que le phénomène était causé par la fatigue du métal.

Dans le second cas le rail se brise comme le verre en beaucoup de pièces souvent

très petites. Ainsi nous connaissons les écrasements des rails en quarante-cinq morceaux et même plus encore. En ces cas on peut observer, que la rupture s'étend sous un angle de 45° à la surface du roulement, tandis qu'au premier cas le rail se brise toujours perpendiculairement à son axe.

La seconde figure se rapporte à l'écrasement d'un rail en beaucoup de pièces petites.

Il faut dire, qu'en ces deux cas la macrostructure des rails était belle, sans ségrégation ou inclusions, fissures et craquelures internes etc. Cependant, nous avons aperçu à la périphérie de quelques rails, autrefois écrasés en beaucoup de petits morceaux, une zone de petites soufflures, tandis que ces rails avaient dans leurs âmes une fissure interne verticale, comme le démontre la figure 3.

On peut supposer pour le deuxième cas de la rupture des rails le vieillissement du métal. Mais nous connaissons déjà, grâce aux travaux de M.M. Dalby, Fry, et d'autres, qu'il existe des sortes d'acier, qui ne deviennent pas fragiles pendant le temps après un écrouissage.

Nous avons produit une petite investigation du vieillissement de l'acier pour les rails; cinq rails ont été pris, presque de la même constitution chimique, comme on voit du tableau. On laissa vieillir artificiellement les éprouvettes de ces rails après la traction, répétée dix fois au-dessus de la limite élastique. Les résultats de cet essai sont présentés par le tableau et les diagrammes. On en peut voir, que pour tous les cinq rails la limite élastique s'éleva après un vieillissement artificiel très beaucoup, et qu'en même temps l'allongement est resté presque sans changement, d'où l'on peut supposer, que l'acier n'est pas devenu fragile.

Il serait très souhaitable d'étudier les conditions, dont dépend la capacité de l'acier pour les rails au vieillissement, c'est à dire à l'augmentation de la fragilité pendant le service sous des efforts extérieurs.

DAS VERDREHEN DER METALLSTÄBE

von

DR. ING. G. KERÉKGYÁRTO

Sektionsrat des K. Ungarischen Handelsministeriums und Sachverständiger
des K. Ungarischen Instituts für Materialprüfung und Technologie, Budapest

Herr Dr. Ing. G. Kerékgyárto hielt eine kurze Rede, wonach sein Referat
„Das Verdrehen der Metallstäbe“ herausgegeben von M. Kir. Technologiai és
Anyagvizsgáló Intézet, allen Anwesenden überreicht wurde.
