

**INSTYTUT TECHNOLOGII MASZYN I AUTOMATYZACJI
POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ**

P R A C A D O K T O R S K A

**BADANIA I MODELE
ZMIAN NAPRĘŻENIA UPLASTYCZNIAJĄCEGO
BRĄZÓW KRZEMOWYCH I MIEDZI**

Zbigniew GRONOSTAJSKI

P r o m o t o r
Prof.zw.dr hab.inż.Zbigniew Misiółek

Wrocław, 1994

Spis treści

	str
1. Wprowadzenie	1
2. Przegląd piśmiennictwa	2
2.1. Charakterystyka stopów Cu-Si	2
2.1.1. Wykres równowagi układu Cu-Si oraz charakterystyka podstawowych faz układu	2
2.1.2. Przemiany zachodzące w fazach α i κ i ich wpływ na własności brązów krzemowych	3
2.2. Zjawiska zachodzące podczas odkształcania plastycznego metali i ich stopów	4
2.2.1. Wprowadzenie	4
2.2.2. Umocnienie	5
2.2.3. Zdrowienie dynamiczne	7
2.2.4. Rekrytalizacja dynamiczna	10
2.3. Modelowanie zmian naprężenia uplastyczniającego w warunkach odpowiadających procesom obróbki plastycznej	15
3. Badania własne	23
3.1. Cel i zakres badań	23
3.2. Materiał i metodyka badań	23
3.2.1. Materiał użyty do badań	24
3.3. Wyniki badań i ich omówienie	27
3.3.1. Miedź M1E	27
3.3.2. Stop B (Cu - 3,86% Si)	33
3.3.3. Stop C (Cu - 4,63% Si)	42
3.3.4. Stop D (Cu - 5,2% Si)	50
3.3.5. Stop E (Cu - 5,99% Si)	58
3.4. Opracowanie modeli opisujących zmiany naprężenia uplastyczniającego	67
3.4.1. Model fenomenologiczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego odpowiadające odkształceniu krytycznemu i ustalonymu płynięciu uwzględniający procesy strukturalne	85
3.4.2.1. Wprowadzenie	85
3.4.2.2. Opis modelu	85
3.4.2.3. Wyznaczenie bazowej intensywności umocnienia	85
3.4.2.4. Wyznaczenie intensywności osłabienia wywołanego zdrowieniem dynamicznym	88
3.4.2.5. Wyznaczenie intensywności umocnienia wywołanego starzeniem odkształceniowym	89
3.4.2.6. Wyznaczenie intensywności osłabienia wywołanego rekrytalizacją dynamiczną	89

3.4.2.7. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego naprężenie uplastyczniające	90
3.4.2.8. Opis programu	93
3.4.2.9. Zastosowanie opracowanego modelu do opisu naprężenia uplastyczniającego	93
3.4.3. Model matematyczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniający stan wewnętrzny materiału	101
3.4.3.1. Wprowadzenie	101
3.4.3.2. Opis modelu matematycznego	101
3.4.3.2.1. Model dla zakresu odkształceń $0 < \varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$	101
3.4.3.2.2. Model dla zakresu odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$	107
3.4.3.2.3. Wyznaczenie funkcji M	108
3.4.3.2.4. Wyznaczenie funkcji P	110
3.4.3.2.5. Uwzględnienie w modelu reakcji materiału na zmiany prędkości odkształcania	112
3.4.3.3. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego naprężenie uplastyczniające	115
3.4.3.4. Opis programu	116
3.4.3.5. Zastosowanie opracowanego modelu matematycznego do opisu naprężenia uplastyczniającego	117
3.4.4. Model opisujący zmianę naprężenia uplastyczniającego uwzględniający procesy strukturalne i stan wewnętrzny materiału	122
3.4.4.1. Wprowadzenie	122
3.4.4.2. Opis modelu	122
3.4.4.3. Wyznaczenie bazowej intensywności wzrostu parametru stanu wewnętrznego materiału	123
3.4.4.4. Wyznaczenie intensywności zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego zdrowieniem dynamicznym	125
3.4.4.5. Wyznaczenie intensywności zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanej starzeniem odkształceniowym	126
3.4.4.6. Wyznaczenie intensywności zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego rekrytalizacją dynamiczną	126
3.4.4.7. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego zmiany naprężenia uplastyczniającego	127
3.4.4.8. Opis programu	128
3.4.4.9. Zastosowanie opracowanego modelu do opisu naprężenia uplastyczniającego	129
4. Podsumowanie i wnioski	138
5. Wykaz literatury	140

1. WPROWADZENIE

Stopy Cu-Si, dzięki swoim cennym właściwościom, znajdują coraz większe zastosowanie w praktyce, zastępując drogie brązy cynowe. Pod wieloma względami własności brązów krzemowych okazały się lepsze od własności dotychczas stosowanych stopów. W porównaniu z brązami cynowymi mają następujące zalety: mniejszy ciężar właściwy (średnio o $0,5 \text{ kg/m}^3$), zdolność do obróbki cieplnej, wyższe własności mechaniczne [1]. Są jednak i takie własności, pod względem których brązy krzemowe ustępują brązom cynowym, a mianowicie: więcej pochłaniają gazu w stanie płynnym, co prowadzi do większej porowatości odlewu, są skłonne do segregacji ciężarowej, gdyż krzepnące fazy mają różny ciężar właściwy, mają większy skurcz. Wad takich można jednak uniknąć stosując odpowiednią technologię wytwarzania.

Brązy krzemowe najczęściej stosowane w przemyśle zawierają do 6% Si. Oprócz krzemu często zawierają niewielkie ilości dodatków stopowych, takich jak: żelazo, cynk, mangan, aluminium [1,2]. Należą do nich np. brąz gatunku BK31, którego głównym składnikiem stopowym, oprócz miedzi i krzemu, jest mangan, brąz BK42 - zawierający żelazo oraz brąz wieloskładnikowy BK331. Brąz BK31 znalazł szerokie zastosowanie w przeróbce plastycznej; daje się on bowiem walcować na zimno i gorąco, przeciągać, kuć i wytłaczać. Produkuje się z niego druty, pręty, taśmy, płaskowniki itp. Brąz BK42 ze względu na swoje własności znalazł zastosowanie na łożyska ślizgowe. Brąz BK331 stosuje się głównie do produkcji części maszyn przemysłu hutniczego, pracujących przy dużych obciążeniach i w podwyższonych temperaturach oraz narażonych na obciążenie zmienne i korozję.

Mimo, iż w praktyce, brązy krzemowe są powszechnie stosowane, to znajomość zjawisk zachodzących w nich podczas odkształcania plastycznego jest niewielka, ponieważ dotychczasowe badania przeprowadzane były fragmentarycznie. Zwłaszcza nie zostały w pełni poznane zależności pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a odkształceniem, otrzymywane w różnych temperaturach i przy różnych prędkościach odkształcania z uwzględnieniem historii odkształcania, tj. w warunkach, w których obok umocnienia odkształceniowego i czułości na prędkość odkształcania zachodzą takie zjawiska jak: starzenie odkształceniowe, zdrowienie dynamiczne i rekrytalizacja dynamiczna. Poznanie tych zależności, a przede wszystkim opracowanie modeli opisujących zmiany naprężenia uplastyczniającego w zależności od warunków odkształcania jest celem niniejszej pracy. Umożliwi to dokonywanie doboru optymalnych warunków obróbki plastycznej stopów Cu-Si ze względu na efektywność procesu i uzyskiwanie określonych własności użytkowych.

Istniejące modele, opisujące zmiany naprężenia uplastyczniającego w zależności od warunków odkształcania, dotyczą głównie stali. Nie podejmowano dotąd próby zbudowania modeli uwzględniających energii błędów ułożenia (EBU). Wartości EBU wprowadzone do jednego z opracowanych modeli umożliwiają uogólnienie jego na stopy o podobnych wartościach EBU. Również wprowadzenie do opracowanych modeli takich wielkości jak: stan wewnętrzny materiału, prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału, funkcja M uwzględniająca

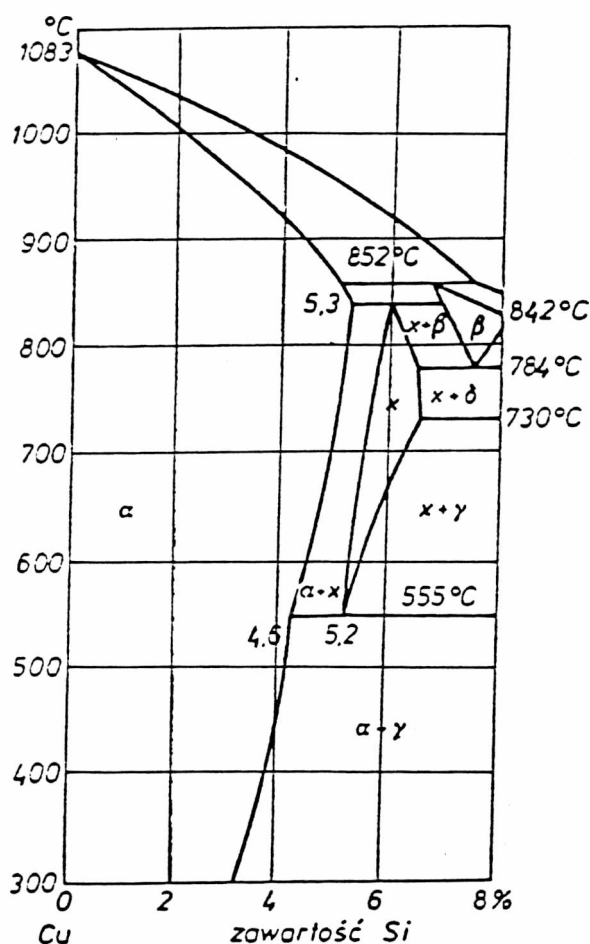
odkształcenie sprężyste powstające przy różnych poziomach naprężenia uplastyczniającego umożliwia rozszerzenie zakresu ich stosowalności.

2. PRZEGLĄD PIŚMIENICTWA

2.1. Charakterystyka stopów Cu-Si

2.1.1. Wykres równowagi układu Cu-Si oraz charakterystyka podstawowych faz układu

Fragmety wykresu równowagi układu Cu-Si przedstawiono na rys.2.1 [3]. W układzie tym, obok fazy α , występuje cały szereg wtórnych roztworów opartych na fazach międzymetalicznych. Zastosowanie przemysłowe znajdują stopy miedzi zawierające do 6% Si. W stopach tych występują trzy fazy: α , κ i γ . Zgodnie z układem równowagi największą rozpuszczalność krzemu (5,3% Si) faza α posiada w temperaturze 1115K. Przy zawartościach od 4,65 do 7,0% Si w podwyższonych temperaturach istnieje faza κ , która w temperaturach 828K ulega rozpadowi eutektoidalnemu na fazy α i γ . Niektóre źródła [4] podają, że temperatura rozpadu eutektoidalnego fazy κ jest niższa i wynosi 725K. Reakcja eutektoidalna pomiędzy fazami α , γ i κ daje się łatwo przechłodzić, tak, że faza κ może występować poniżej 828K jako faza metastabilna [1,2].



Rys.2.1.1 Część wykresu równowagi układu Cu-Si [3]

Faza α jest roztworem stałym podstawowym krzemu w miedzi o sieci A1. Atomy krzemu zastępując atomy miedzi zwiększają parametr sieci. Dla czystej miedzi parametr $a = 3607,5 \cdot 10^{-13} \text{m}$ i przy zawartości krzemu 11,59% atom. zwiększa się do $a = 3615,3 \cdot 10^{-13} \text{m}$ [5]. Stopy o strukturze jednofazowej α charakteryzują się dużą plastycznością i mogą być odkształcane na zimno i gorąco.

Faza κ jest roztworem stałym krystalizującym w układzie heksagonalnym zwarcie wypełnionym typu A3. Parametry sieci stopu zawierającego 11,8% atom. Si oziębionego z temperatury 873K wynoszą $a = 2554,3 \cdot 10^{-13} \text{m}$, $c = 4176,2 \cdot 10^{-13} \text{m}$ [5]. Wzrost zawartości krzemu powoduje nieznaczne obniżenie stosunku parametrów c/a . Faza κ powoduje nieznaczne utwardzenie stopu, natomiast wyraźnie pogarsza podatność do obróbki plastycznej stopów Cu-Si. W przypadku obecności manganu jej ujemne oddziaływanie na plastyczność stopów Cu-Si jest zmniejszone w wyniku związania części krzemu w związku międzymetalicznym Mn_5Si_3 .

Faza γ jest roztworem stałym, wtórnym, zbudowanym na bazie fazy międzymetalicznej Cu_5Si , krystalizuje w układzie regularnym o sieci typu $\beta\text{-Mn}$. Parametr sieci przy zawartości 17% atom. Si wynosi $a = 6210 \cdot 10^{-3} \text{m}$ [6]. Faza γ jest krucha i twarda, z chwilą pojawienia się jej w stopach ich własności plastyczne maleją, a twardość zwiększa się. Gdy wydzielenia fazy γ znajdują się w miękkiej osnowie fazy α , stop może wykazywać dobre własności łożyskowe, gdyż twarde ziarna fazy γ spełniają rolę elementów nośnych.

2.1.2. Przemiany zachodzące w fazach α i κ i ich wpływ na własności brązów krzemowych

Do stopów Cu-Si stosuje się dwa rodzaje obróbki cieplnej: przesycanie fazy α i następnie starzenie oraz przechładzanie i wygrzewanie izotermiczne fazy κ [7-9]. Rodzaj przemian zachodzących podczas starzenia stopów Cu-Si w temperaturach niższych od temperatury przemiany eutektoidalnej 828K zależy od stopnia przesycenia fazy α [7-9]. Podczas starzenia stopów Cu-Si o niewielkim stopniu przesycenia fazy α (stopy o zawartości około 4% Si), nadmiar krzemu wydziela się w postaci fazy γ . Nie powstają przy tym żadne fazy pośrednie, proces przebiega zgodnie z wykresem równowagi Cu-Si.

W czasie izotermicznego wygrzewania przesyczonej fazy α zawierającej 4,5 - 4,8% Si powstają najpierw bardzo cienkie, równoległe ułożone płytki metastabilnej fazy κ' . Faza ta krystalizuje w sieci heksagonalnej, zwarcie wypełnionej, podobnie jak wysokotemperaturowa faza κ . Ilość płytek fazy κ' szybko rośnie i powstaje silnie spasmowana struktura $(\alpha + \kappa')_s$. W wyższych temperaturach 773-823K podczas dalszego starzenia następuje wzrost grubości płytek faz α i κ' , a następnie rozpad płytek fazy κ' na mieszaninę faz α i γ . Przebieg przemiany w tym zakresie temperatur określa się następująco



W temperaturach niższych od 773K nie obserwuje się już procesu koalescencji struktury $(\alpha + \kappa')_s$. W tym przedziale temperatur powstające wydzielenia fazy γ zubożają spasmowaną

strukturę $(\alpha + \kappa')_S$ w krzem i powodują ponowne przejście fazy κ' w fazę α , ale już nie przesyconą krzemem. Przebieg przemiany w tym przypadku można zapisać:



W przesyconej fazie α , zawierającej jeszcze więcej krzemu (4,8 - 5,2% Si) wygrzewanie w temperaturach poniżej przemiany eutektoidalnej fazy κ powoduje najpierw powstanie bloków $(\alpha + \kappa')_S$, a następnie niemal całkowitą przemianę fazy α w fazę κ' . Ilość fazy κ' stopniowo zwiększa się aż wreszcie powstają prawie nie spasmowane obszary fazy κ' , które rozpadają się następnie na mieszaninę faz α i γ . Przemianę tę można przedstawić następująco:



Szybkość i stopień nasilenia poszczególnych przemian zależą od temperatury wygrzewania izotermicznego i stopnia przesyconia fazy α krzemem oraz innymi pierwiastkami [7-9].

Podczas izotermicznego wygrzewania przechłodzonej fazy κ w temperaturach niższych od 828K wydziela się z niej najpierw faza γ w postaci cienkich igieł na granicach i wewnątrz ziaren. Wydzielaniu fazy γ wewnątrz ziaren towarzyszy powstawanie spasmowanej struktury $(\kappa + \alpha)_S$. Długotrwałe wygrzewanie powoduje zubożenie płytek fazy κ w blokach $(\kappa + \alpha)_S$ i przemianę ich w fazę α . Przemianę tę można zapisać w postaci



Przemiany zachodzące w sąsiedztwie granic ziaren fazy κ mają nieco inny przebieg, nie dochodzi do powstania spasmowanej struktury $(\kappa + \alpha)_S$. Przemianę tę można określić następująco:



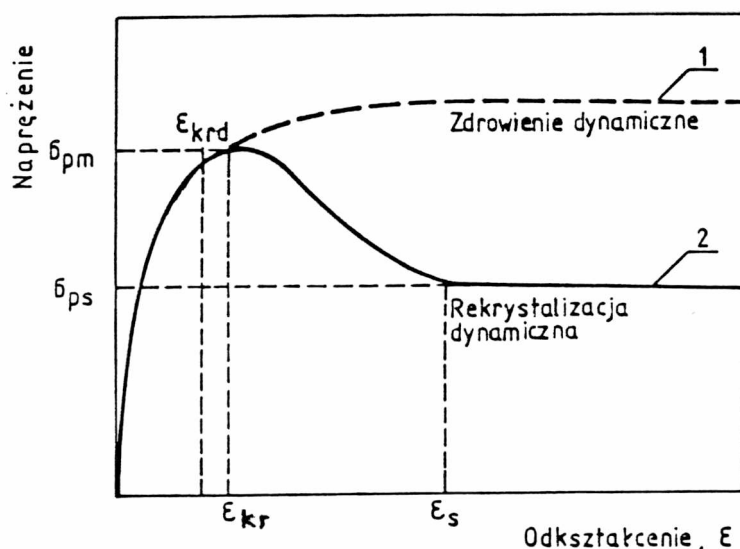
Stopień, w jakim te dwa rodzaje przemian zachodzą w fazie κ , zależy głównie od temperatury wygrzewania izotermicznego i rozmiarów ziaren, a w mniejszym stopniu od zawartości krzemu. W wyższych temperaturach większy udział ma przemiana zachodząca wewnątrz ziaren niż przy granicy, natomiast w niższych temperaturach jest odwrotnie [8-9].

2.2. Zjawiska zachodzące podczas odkształcania plastycznego metali i ich stopów

2.2.1. Wprowadzenie

Zachowanie się materiału w trakcie odkształcania plastycznego odzwierciedlają krzywe zmian naprężenia uplastyczniającego σ_p w funkcji odkształcenia ε . Krzywe σ_p - ε mają postać zależną od rodzaju metalu, jego EBU, jak również warunków odkształcania, w tym głównie temperatury i prędkości odkształcania. Proces odkształcania plastycznego na gorąco może być opisany za pomocą jednej z dwóch krzywych teoretycznych przedstawionych na rys.2.2.1 Krzywe te do punktu ε_{krd} pokrywają się i mają kształt charakterystyczny dla procesu umacniania się materiału. Podczas odkształcania w zakresie ε_{krd} do ε_{kr} następuje dalszy wzrost umocnienia, z tym, że jego przyrost jest już znacznie mniejszy niż poprzednio, ponieważ w tych warunkach zwiększa się intensywność procesów usuwających skutki umocnienia odkształceniowego. Przy większych wartościach odkształceń w stopach o dużej EBU, dla których dominującym mechanizmem usuwania skutków umocnienia jest zdrowienie dynamiczne, naprężenie ustala się

na poziomie odpowiadającym naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pm} i utrzymuje stałą wartość do momentu powstania pęknięć (rys.2.2.1 - krzywa 1). W stopach o małej EBU, charakteryzujących się ograniczoną zdolnością do wysokotemperaturowego zdrowienia dynamicznego, osiąga się gęstość dyslokacji umożliwiającą zapoczątkowanie rekrytalizacji dynamicznej. Prowadzi to do spadku naprężeń w zakresie odkształceń $\epsilon_{kr}-\epsilon_s$ i ustaleniu się stanu stacjonarnego na poziomie σ_{ps} przy odkształceniach większych niż ϵ_s (rys.2.2.1 - krzywa 2).



Rys.2.2.1 Teoretyczne przebiegi naprężenia w funkcji odkształcenia

2.2.2. Umocnienie

Z przeprowadzonej analizy wynika, że w początkowym okresie odkształcania plastycznego zachodzi proces umacniania się materiału, w którym można wyróżnić dwa stadia.

W pierwszym stadium, dla którego wartość odkształcenia jest bardzo mała, rzędu 0,001, następuje wzrost prędkości odkształcania od zera do wartości nominalnej i podwyższenie gęstości dyslokacji. Gęstość dyslokacji może osiągnąć wartość $\rho = 10^{11} - 10^{12} \text{ m}^{-2}$, tj. o rząd wielkości wyższą w stosunku do stanu wyżarzonego [10]. W momencie, w którym nachylenie stycznej do krzywej zmniejsza się o rząd wielkości rozpoczyna się drugie stadium umocnienia. Praktycznie odpowiada to punktowi przecięcia się krzywej z prostą równoległą do prostoliniowego odcinka tej krzywej przechodzącą przez punkt o wartości odkształcenia plastycznego równej 0,002. W II stadium następuje stały wzrost gęstości dyslokacji do wartości $\rho = 10^{14} - 10^{15} \text{ m}^{-2}$ [10]. Jednocześnie z tym postępują procesy anihilacji dyslokacji za pośrednictwem zdrowienia dynamicznego, tj. poślizgu poprzecznego i wspinania, co powoduje odejście od prostoliniowego charakteru zależności $\sigma_p(\epsilon)$ właściwego dla I stadium umocnienia. W procesie tym dominujące znaczenie ma wspinanie dyslokacji zależne od stężenia wakansów. Zwiększenie stężenia wakansów ponad stężenie równowagowe zależy od zdolności do ruchu uskoków utworzonych na dyslokacjach, ponieważ wleczenie uskoków przez dyslokacje generuje rzędy wakansów lub

atomów międzywęzłowych. Przemieszczanie się uskoku jest łatwiejsze w metalach o dużej EBU, gdyż tylko nieliczne uskoki są zdysocjowane. Stąd też metale o dużej EBU, np. Al, stale ferrytyczne, czy Ti- α , wykazują mniejsze umocnienie odkształceniowe. W metalach tych szybkość anihilacji dyslokacji jest duża i procesy zdrowienia dynamicznego w znacznym stopniu usuwają skutki umocnienia. W takich stopach przy większych odkształceniach naprężenie uplastyczniające ustala się na stałym poziomie aż do momentu powstania pęknięcia. Metale i stopy o małej EBU, np. miedź i jej stopy, stale austenityczne, cechują się silnym umocnieniem odkształceniowym i dużymi wartościami naprężenia uplastyczniającego z uwagi na dużą zdolność dyslokacji do dysocjacji, co ogranicza proces zdrowienia dynamicznego.

Drugie stadium umocnienia kończy się w punkcie, w którym osiągnięty zostaje stan równowagi między przyrostem gęstości dyslokacji w wyniku odkształcenia plastycznego, a ich ubytkiem na drodze poślizgu poprzecznego i wspinania. Punkt ten odpowiada maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pm} (rys.2.2.1).

Maksymalna wartość naprężenia uplastyczniającego zwiększa się z obniżeniem temperatury i wzrostem prędkości odkształcania plastycznego. Następuje przy tym przesunięcie maksimum naprężenia uplastyczniającego w kierunku większych odkształceń. Istotny wpływ na umocnienie odkształceniowe metali, w tym także miedzi i jej stopów, wywierają dodatki stopowe. Zmieniają one stałe sprężystości, współczynniki dyfuzji, siły wiązań między atomami oraz energię błędu ułożenia metali [10-12]. Pierwiastki stopowe, tworzące roztwory stałe, zwiększają wprawdzie wartość naprężenia uplastyczniającego, ale nie wpływają w istotny sposób na zmianę współczynnika umocnienia [13], co świadczy o pokrewnych mechanizmach umocnienia czystych metali i stopów będących roztworami stałymi. Zmianę współczynnika umocnienia obserwuje się dopiero w II stadium umocnienia, gdzie pierwiastki te utrudniają odkształcenie we wtórnych systemach poślizgu [10].

Oddziaływanie pierwiastków stopowych na umocnienie stopów tłumaczy się ich wpływem na mechanizmy odkształcania [13-15]. Pod wpływem pierwiastków stopowych następuje zmiana struktury dyslokacyjnej metali, wyrażająca się intensyfikacją wzrostu gęstości dyslokacji w procesie odkształcania plastycznego i zmianą długości niskokątowych granic ziaren.

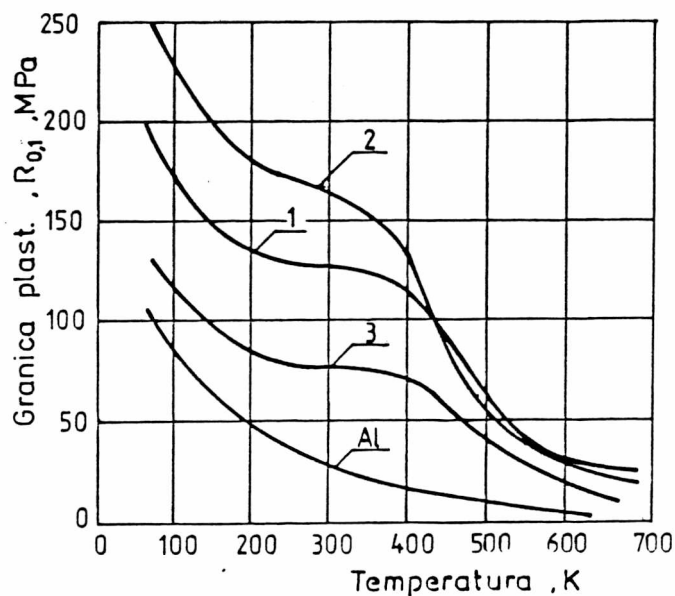
Zwiększenie granicy plastyczności roztworów stałych spowodowane jest nie tylko inną niż w czystych metalach strukturą dyslokacyjną, ale również wzajemnym oddziaływaniem atomów rozpuszczonych z dyslokacjami [13]. Pierwiastki domieszkowe, zajmujące luki tetraedryczne (H) lub oktaedryczne (N,O,C), powodują umocnienie metali bądź stopów według innych mechanizmów aniżeli pierwiastki stopowe zajmujące w roztworze pozycje węzłowe lub tworzące koherentne i niekoherentne fazy międzymetaliczne. W dostatecznie niskich temperaturach umocnienie roztworów stałych związane jest z tworzeniem się wokół dyslokacji atmosfer Cottrella złożonych z atomów wodoru i prawdopodobnie atmosfer Suzuki. Umocnienie wynika także ze sprężystego oddziaływania dyslokacji i pól naprężeń wokół atomów obcych [14].

Zgodnie z teorią Mott'a-Nabarro zmodyfikowaną przez Friedla i Fleischera, podstawowy wkład w umocnienie roztworów stałych wnosi nie blokujące działanie atmosfer obcych atomów,

lecz zwiększenie tarcia sieci, spowodowane różnicą średnic atomowych i modułów sprężystości postaciowej atomów pierwiastka rozpuszczonego i rozpuszczalnika. Nowe teorie umocnienia odkształceniowego uwzględniają obok stężenia także rozkład atomów składnika rozpuszczonego na odkształceniowe umocnienie stopów [16].

Na wartość naprężenia uplastyczniającego mają również wpływ cząstki drugiej fazy występujące w stopie przed odkształceniem. Wpływ wydzielen na umocnienie stopu zależy jest od ich udziału objętościowego, wymiarów i sposobu rozmieszczenia, a także wzajemnego oddziaływania cząstek z dyslokacjami osnowy. Podczas odkształcania plastycznego stopu zawierającego cząstki drugiej fazy dyslokacje osnowy mogą być przez te cząstki blokowane. Dyslokacje przechodzą przede wszystkim przez cząstki koherentne. Gdy w osnowie działa wiele systemów poślizgu, przechodzące przez cząstki dyslokacje mogą doprowadzić do ich mechanicznego rozpuszczania. Sposób zachowania się wydzielen drugiej fazy warunkuje stopień umocnienia stopu.

Znaczący wpływ dodatków stopowych lub cząstek drugiej fazy na proces umocnienia stopu obserwuje się tylko do temperatury około $(0,4 - 0,5)T_{top}$. Powyżej tej temperatury umocnienie stopu znacznie się obniża, a wartości naprężenia na granicy plastyczności stopów i metali zbliżają się do siebie (rys.2.2.2) [13].



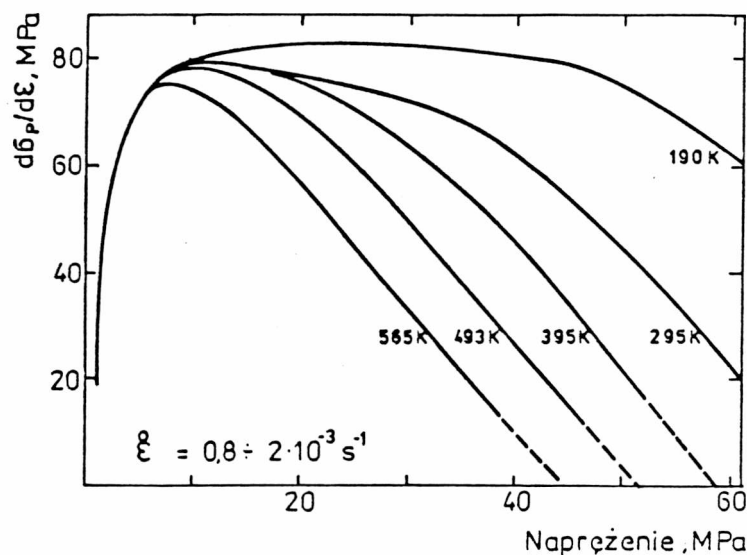
Rys.2.2.2. Wpływ temperatury na wartość granicy plastyczności czystego Al oraz stopu Al-Cu zawierającego ok. 5% grubszych cząstek (krzywa 1), ok. 5% drobnych cząstek (krzywa 2) lub stanowiącego roztwór stały aluminium z miedzią w ilości 0,194% (krzywa 3) [13]

2.2.3. Zdrowienie dynamiczne

Wysokotemperaturowe zdrowienie dynamiczne jest aktywowanym cieplnie procesem anihilacji dyslokacji za pośrednictwem poślizgu poprzecznego i wspinania. Jak już wspomniano, zdrowienie dynamiczne prowadzi do zmniejszenia intensywności przyrostu naprężeń w drugim

stadium umacniania się materiału. Maksymalna wartość naprężenia na krzywej umocnienia, określana jako naprężenie nasycenia (rys.2.2.1), odpowiada stanowi równowagi pomiędzy przyrostem gęstości dyslokacji zachodzącym w trakcie odkształcania plastycznego a ich ubytkiem w następstwie zdrowienia dynamicznego. Zdrowienie dynamiczne może być jedynym procesem odbudowy struktury materiału odkształcanego (rys.2.2.1 - krzywa 1) lub może występować wspólnie z rekrytalizacją dynamiczną (rys.2.2.1 - krzywa 2). Jeżeli zachodzi jedynie proces zdrowienia dynamicznego, to naprężenie nasycenia nie zmienia swojej wartości w zakresie znacznych odkształceń plastycznych i jest określane także mianem naprężenia ustalonego płynięcia plastycznego.

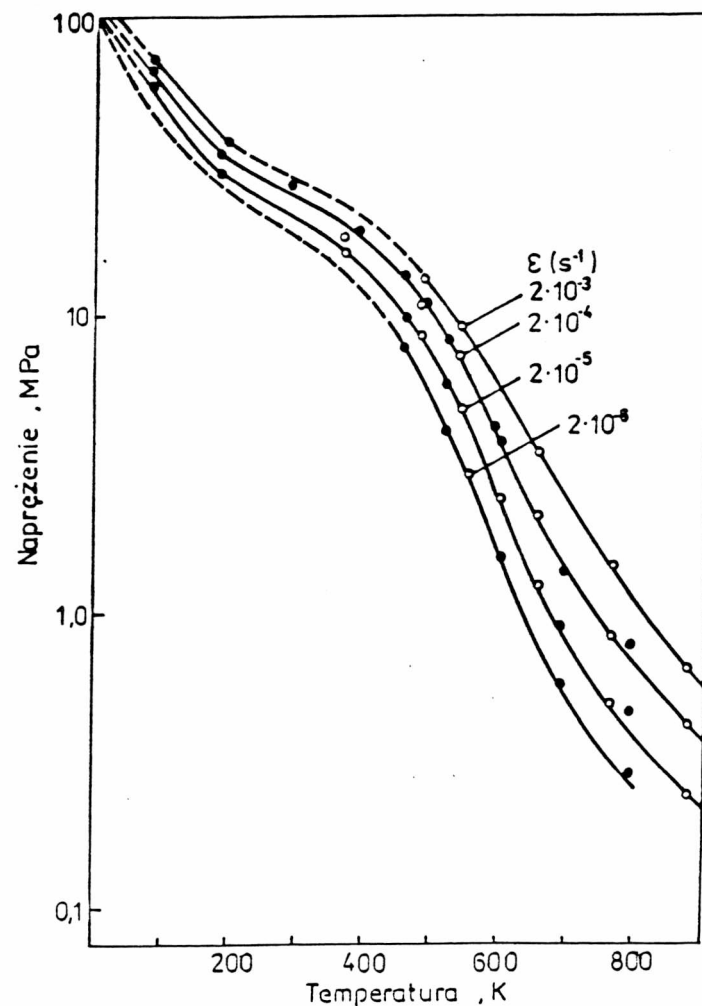
Przebieg zdrowienia dynamicznego wraz ze zmianą temperatury określa zależność intensywności umocnienia odkształceniowego $d\sigma_p/d\varepsilon$ od naprężenia uplastyczniającego (rys.2.2.3.) Intensywność umocnienia przy małych wartościach naprężenia silnie rośnie, a następnie zmniejsza się osiągając wartość zero przy naprężeniu nasycenia. Ze wzrostem temperatury zmniejszanie intensywności umocnienia jest coraz większe i staje się coraz bardziej zależne od prędkości odkształcania (rys.2.2.4.).



Rys. 2.2.3. Zależność intensywności umocnienia odkształceniowego $d\sigma_p/d\varepsilon$ od naprężenia σ_p i temperatury dla srebra [14]

W procesie zdrowienia dynamicznego powstaje komórkowa struktura dyslokacyjna, której doskonałość zwiększa się ze wzrostem odkształcenia plastycznego [18]. W warunkach stałej temperatury i prędkości odkształcania rozmiary komórek w metalach o dużej EBU są stałe, gdyż nie ulega zmianie zasięg oddziaływania pól naprężeń dyslokacji w ściankach komórek dyslokacyjnych lub na granicach podziaren [10]. Dyslokacje poruszające się wewnątrz komórek mogą się anihilować z dyslokacjami generowanymi przez granice podziaren lub ściany komórek dyslokacyjnych [19]. Jeżeli podczas odkształcania powstają wydłużone podziarna, to w wyniku zachodzącej w czasie zdrowienia repoligonizacji przybierają one kształt równoosiowy o rozmiarach charakterystycznych dla danej temperatury i prędkości odkształcania [12].

Repoligonizacja polega na powtarzających się po sobie procesach odpłatania dyslokacji i ich ponownym porządkowaniu się w nowe podgranie, których średnia odległość zależy od zdolności dyslokacji do zmiany płaszczyzny poslizgu, gęstości dyslokacji i ich oddziaływania na granicach komórek dyslokacyjnych. Zjawisko repoligonizacji tłumaczy fakt, iż równoosiowe podziarna utworzone po odkształceniu $\varepsilon = 0,5 - 1$ zachowują swój kształt i rozmiary w obszarze ustalonego płynięcia nawet po odkształceniu $\varepsilon = 40$ [10].



Rys.2.2.4. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na napężenie nasycenia σ_{ps} dla aluminium wyznaczonej z ekstrapolacji $d\sigma_p/d\varepsilon$ do wartości zerowej [14]

Tworząca się w wyniku odkształcenia plastycznego podstruktura zależna jest od ilości elementarnych zdarzeń aktywowanych cieplnie, przypadających na jednostkowe odkształcenie. W warunkach zapewniających większą liczbę elementarnych procesów zdrowienia, tj. z podwyższeniem temperatury i obniżeniem prędkości odkształcania, obserwuje się wzrost rozmiarów podziaren i obniżenie gęstości dyslokacji w ich wnętrzu [20]. Rozmiary tych podziaren wskazują na zależność od skorygowanej prędkości odkształcania Z w postaci [10, 20]:

$$d_s^{-1} = G + H \lg Z \quad (2.2.1)$$

gdzie: d_s - średnia średnica podziaren,

G, H - stałe doświadczalne,

Z - parametr Zenera-Hollomona, stanowiący skorygowaną temperaturą prędkość odkształcania w postaci:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), s^{-1} \quad (2.2.2)$$

$\dot{\epsilon}$ - predkość odkształcania,

T - temperatura,

Q - energia aktywacji,

R - stała gazowa.

Substruktura o większych ziarnach, w wyniku zmniejszenia się oporu ruchu może być odkształcona przy mniejszej wartości naprężenia ustalonego płynięcia. Znajomość rozmiarów podziaren pozwala na obliczenie naprężenia płynięcia z zależności [21]:

$$\sigma_{ps} = \sigma_{pt} + k_1 d_s^{-q} \quad (2.2.3)$$

gdzie: σ_{ps} - naprężenie ustalonego płynięcia,

σ_{pt} - granica plastyczności metalu w temperaturze odkształcania,

k_1, q - stałe doświadczalne, przy czym $q = 1 - 1,5$.

Warunki odkształcania plastycznego zmieniają także stopień odkształcenia niezbędny do osiągnięcia stanu ustalonego. Może się on zmieniać od około 0,1 w wysokich temperaturach i przy małych prędkościach odkształcania, do około 2 lub więcej - przy względnie niskich temperaturach i dużych prędkościach odkształcania.

Istotny wpływ na przebieg zdrowienia dynamicznego mają pierwiastki stopowe w roztworze i cząstki drugiej fazy. Pierwiastki stopowe w roztworze zmniejszają szybkość zdrowienia, gdyż obniżają EBU. Wędrują one do dyslokacji, przez co utrudniają poślizg poprzeczny, wspinanie i rozplątywanie węzłów dyslokacyjnych. Dyspersyjne cząstki faz obcych stanowią barierę dla ruchu dyslokacji i działają stabilizująco na utworzoną podstrukturę. Mogą tym samym prowadzić do zmniejszenia rozmiarów podziaren i wzrostu naprężenia uplastyczniającego [22]. Zdecydowanie mniejszy wpływ na poziom naprężenia w zakresie stanu ustalonego σ_{ps} mają cząstki skoagulowane.

2.2.4. Rekrytalizacja dynamiczna

Rekrytalizacja dynamiczna zachodzi podczas odkształcania plastycznego metali i stopów takich jak: Cu, CuAl, CuZn, Ag, Ni, Ni-Fe, Co, Mg i γ -Fe, w których zdrowienie dynamiczne przebiega w ograniczonym zakresie (rys.2.2.1 - krzywa 2). Proces rekrytalizacji dynamicznej zostaje zainicjowany po osiągnięciu krytycznego odkształcenia dla rekrytalizacji dynamicznej ϵ_{krd} . Przyjmuje się, że wartość ϵ_{krd} wynosi od 0,67 do 0,86 ϵ_{kr} , tj. wartości odkształcenia odpowiadającej maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pm} [23].

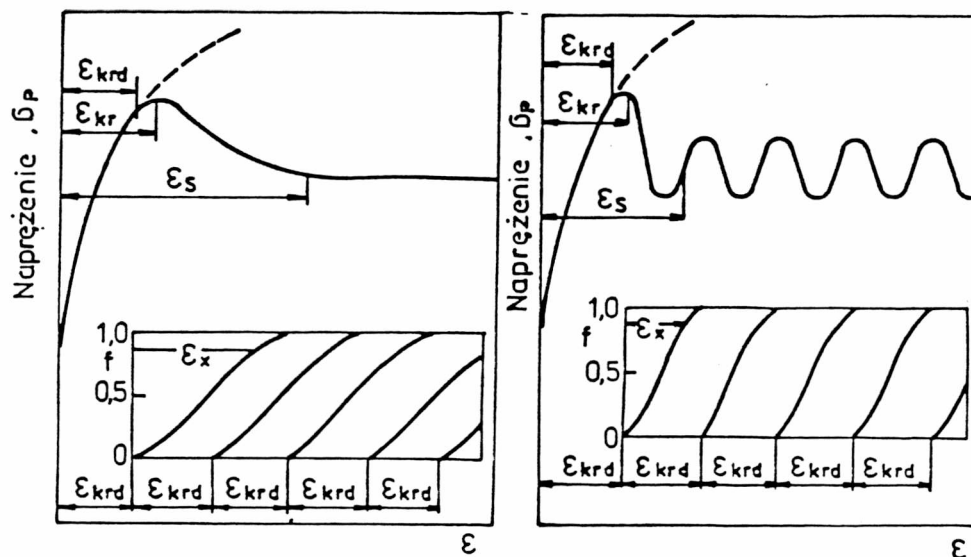
Początkowo, zarodkowanie w procesie rekrytalizacji zachodzi głównie w otoczeniu granic ziaren, gdyż wskutek niejednorodności odkształcenia plastycznego w tych obszarach w pierwszej kolejności osiąga się krytyczną wartość odkształcenia ϵ_{krd} . W późniejszym okresie zarodkowanie zachodzi również wewnątrz ziaren, w miejscach o większym niejednorodnym odkształceniu.

Zarodki rekrytalizacji dynamicznej mogą powstawać w wyniku koalescencji komórek dyslokacyjnych i podziaren utworzonych w wyniku zdrowienia dynamicznego [24, 25]. Zarodkowanie w procesie rekrytalizacji dynamicznej może również odbywać się przez wybrzuszanie starych granic ziaren. Wówczas funkcję frontu rekrytalizacji przejmuje odcinek pierwotnej granicy wysokokątowej. Taki przebieg procesu zarodkowania dominuje przy dużych prędkościach i stosunkowo niskich temperaturach odkształcania, tj. w warunkach ograniczających przebieg procesów zdrowienia dynamicznego.

Utworzone zarodki nie rozrastają się aż do zetknięcia z sąsiadami, jak to ma miejsce w przypadku rekrytalizacji statycznej, ponieważ bardzo szybko osiągają stałe rozmiary określone warunkami odkształcania [21]. Zjawisko to przypisuje się dyslokacyjnej podstrukturze tworzącej się podczas odkształcania za frontem rekrytalizacji. Zmniejsza ona siłę napędową migracji frontów rekrytalizacji, a jednocześnie stwarza dogodne warunki przed frontami rekrytalizacji do tworzenia się nowych zarodków. Rekrytalizacja dynamiczna zachodzi przez ciągłe zarodkowanie i ograniczony wzrost zarodka, a nie przez ograniczone zarodkowanie i ciągły ich wzrost, jak to ma miejsce w przypadku rekrytalizacji statycznej. Stąd też, przy takim samym odkształceniu rozmiary ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie są znacznie mniejsze od uzyskanych w wyniku rekrytalizacji statycznej [25, 26]. Są one niezależne od rozmiarów ziaren materiału wyjściowego i stopnia odkształcania, zależą natomiast od temperatury, prędkości odkształcania i naprężenia ustalonego płynięcia plastycznego σ_{ps} . Zależności te opisują równania (2.2.1 - 2.2.3) przy innych wartościach stałych niż dla zdrowienia dynamicznego.

Odształcenie krytyczne dla rekrytalizacji dynamicznej zwiększa się z obniżeniem temperatury i ze wzrostem prędkości odkształcania, a przy ustalonych parametrach obróbki plastycznej rośnie również ze wzrostem rozmiarów ziaren [27, 28]. Po przekroczeniu na krzywej σ_p - ϵ wartości ϵ_{krd} pomimo zainicjowanego procesu rekrytalizacji dynamicznej, obserwuje się dalszy wzrost naprężenia uplastyczniającego, aż do momentu osiągnięcia odkształcenia ϵ_{kr} . Wtedy to zmiękczenie wywołane procesami aktywowanymi cieplnie staje się większe od umocnienia spowodowanego odkształcaniem, a na krzywej σ_p - ϵ pojawia się maksimum. Objętość frakcji zrekrystalizowanej w punkcie ϵ_{kr} wynosi około 5%. Różnica między ϵ_{krd} a ϵ_{kr} zwiększa się ze wzrostem prędkości odkształcania i rozmiarami ziaren [29]. Dalszy wzrost odkształcenia intensyfikuje proces rekrytalizacji dynamicznej, co prowadzi do obniżenia naprężenia uplastyczniającego na krzywej σ_p - ϵ . Stąd też, za pomocą stopnia odkształcenia w przedziale od ϵ_{krd} do ϵ_s można określić stopień zaawansowania rekrytalizacji dynamicznej wyrażonej przez udział objętościowy frakcji zrekrystalizowanej w materiale odkształconym. Zwiększenie odkształcenia ϵ_s i ϵ_{krd} z obniżeniem temperatury odkształcania tłumaczy się tworzeniem i migracją frontów rekrytalizacji, które będąc procesami aktywowanymi cieplnie, zachodzą wolniej w niższej temperaturze. Podobnie tłumaczy się wpływ prędkości odkształcania z tym, że w tym przypadku ϵ_s rośnie szybciej niż ϵ_{krd} [21]. Zależnie od wartości odkształceń ϵ_{krd} i ϵ_s rekrytalizacja dynamiczna może mieć charakter ciągły lub okresowy (rys.2.2.5). Przy niskich temperaturach i dużych prędkościach odkształcania, tj. gdy $\epsilon_{krd} < (\epsilon_s - \epsilon_{krd})$, rekrytalizacja

przebiega w sposób ciągły (rys.2.2.5), natomiast wyższe temperatury i bardzo małe prędkości odkształcania, dla których $\epsilon_{krd} > (\epsilon_s - \epsilon_{krd})$, wywołują okresowość przebiegu tego zjawiska (rys.2.2.5), charakteryzującą się oscylacją naprężenia. Okresowość rekrytalizacji obserwuje się wtedy, gdy proces odbudowy struktury zostaje zakończony wcześniej, zanim obszary zrekrystalizowane na samym początku osiągną odkształcenie krytyczne dla ponownej rekrytalizacji [27]. Występujący na krzywej $\sigma_p - \epsilon$ stan ustalonego płynięcia odpowiada przebiegowi rekrytalizacji ciągłej.



Rys.2.2.5. Krzywe umocnienia materiału dla rekrytalizacji dynamicznej o charakterze ciągłym (a) i okresowym (b)

Coraz częściej w miejsce przedstawionego powyżej mechanicznego kryterium oscylacji naprężenia stosuje się kryterium strukturalne, bowiem kryterium mechaniczne sprawdza się na ogół tylko w próbie skręcania. Kryterium strukturalne sprowadza się do stwierdzenia, że oscylacja naprężenia jest związana z rozmiarami ziaren i ma miejsce wtedy, gdy

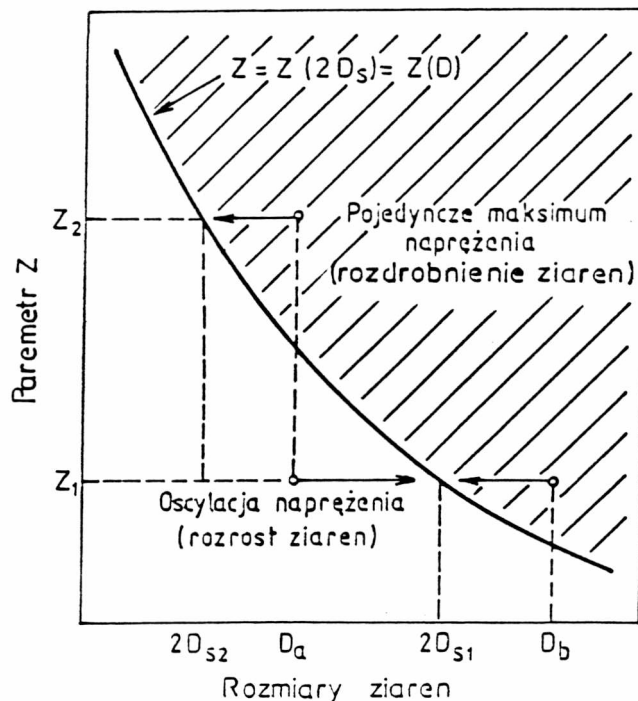
$$D < 2D_s \quad (2.2.4)$$

gdzie: D - rozmiary ziaren w materiale wyjściowym zrekrystalizowanym statycznie,

D_s - rozmiary ziaren w materiale zrekrystalizowanym dynamicznie.

Towarzyszy jej rozrost ziaren. Powyższe kryterium wskazuje również, że nieznacznemu rozdrobnieniu ziaren $D_s < D < 2D_s$ mogą towarzyszyć oscylacje naprężenia. Ponieważ ziarna powstałe w wyniku rekrytalizacji dynamicznej w zakresie odkształceń stanu ustalonego płynięcia są równoosiowe, a ich rozmiary nie zależą od stopnia odkształcenia plastycznego [21, 25], lecz podobnie jak podziarna uzyskane w wyniku zdrowienia dynamicznego, zależą od warunków odkształcania plastycznego, tj. temperatury i prędkości odkształcania, czyli od parametru Zenera-Hollomona, to kryterium (2.2.4) można powiązać z tym parametrem uzyskując zależność przedstawioną na rys.2.2.6. Jak wynika z tego rysunku dla danego materiału rozmiary ziaren, uzyskane podczas rekrytalizacji dynamicznej, maleją z obniżeniem temperatury i ze wzrostem prędkości odkształcania [21]. Obszar o pojedynczym maksimum naprężenia jest oddzielony od

obszaru, w którym zachodzi oscylacja naprężenia krzywą $Z = Z(2D_s)$, która jest równoważna krzywej $Z = Z(D)$ dla $2D_s = D$. Jeżeli na przykład badania prowadzone są w warunkach określonych parametrem Z_1 , to niezależnie od rozmiarów ziarna wyjściowego D ustala się końcowa wielkość ziaren dla ustalonego płynięcia plastycznego wynosząca D_{s1} , rozrost ziaren i oscylacja naprężenia występuje wtedy, gdy ziarno wyjściowe D_a jest małe i spełnia warunek $D_a < 2D_{s1}$. Natomiast rozdrobnienie ziaren i brak oscylacji naprężenia ma miejsce wtedy, gdy ziarno wyjściowe D_b jest duże i zachodzi zależność $D_b > 2D_{s1}$. Zmieniając warunki odkształcania na przykład zwiększając parametr Zenera do wartości Z_2 uzyskuje się rozdrobnienia ziarna wyjściowego D_a i nie występowanie oscylacji naprężenia. Przy dużych prędkościach odkształcania osiągnięcie stanu ustalonego jest technicznie niemożliwe, gdyż następować może znaczny wzrost temperatury próbki, spowodowany ciepłem wydzielającym się podczas odkształcania.



Rys.2.2.6. Wpływ rozmiarów ziarna wyjściowego i warunków odkształcania (parametr Z) na położenie obszarów z pojedynczym maksimum naprężenia i oscylacją naprężenia [30,31]

Kinetykę rekrytalizacji dynamicznej, podobnie jak i statycznej, można opisać równaniem Avramiego [25]:

$$x = 1 - \exp C(\varepsilon - \varepsilon_{krd})^k, \quad \varepsilon \geq \varepsilon_{krd} \quad (2.2.5)$$

gdzie: x - stopień rekrytalizacji,

C, k - stałe doświadczalne

z tą jednak różnicą, że w przypadku rekrytalizacji statycznej operuje się czasem niezbędnym do zrekrystalizowania określonego ułamka objętości materiału, natomiast w przypadku procesów

dynamicznych odkształceniem zawartym w przedziale między ε_{krd} a ε_s , przy którym rekrytalizuje określony ułamek objętości materiału.

Oddziaływanie pierwiastków stopowych na proces rekrytalizacji dynamicznej związane jest z wydzielaniem się w czasie odkształcania plastycznego cząstek drugiej fazy, wskutek przyspieszenia procesów dyfuzyjnych. Cząstki te działają stabilizująco na podstrukturę i opóźniają tym samym procesy rekrytalizacji dynamicznej. Natomiast pierwiastki stopowe w roztworze obniżające EBU sprzyjają zachodzeniu rekrytalizacji dynamicznej, gdyż ich oddziaływanie z frontem rekrytalizacji nie jest zbyt mocne.

Badanie zjawisk zachodzących podczas wysokotemperaturowego odkształcania jest bardzo trudne, ze względu na wysokie temperatury odkształcania jak i duże prędkości zachodzących procesów. Z tych powodów badania zmian struktury przeprowadzane są najczęściej w próbkach bardzo szybko chłodzonych po uzyskaniu różnych stopni odkształcenia. W takim jednak przypadku występują pewne niedokładności, wynikające z tego, że w czasie samego oziębienia mogą w materiale przebiegać procesy zdrowienia bądź rekrytalizacji. Poza tym pewna ilość metali w niższych temperaturach ulega przemianom fazowym [7]. Metodę takich badań strukturalnych, po zatrzymaniu odkształcenia i szybkim oziębieniu próbek, można stosować do badania brązów krzemowych, bowiem przemiany zachodzące w fazach α i κ przebiegają bardzo wolno.

Opracowano także metodę sekwencyjnego badania procesów wysokotemperaturowego odkształcania przez pomiar naprężenia uplastyczniającego materiału odkształconego z zastosowaniem przerw w procesie odkształcania. Zależnie od poziomu naprężenia, w którym zostanie przerwany proces odkształcania oraz stopnia odkształcenia w materiale zachodzą procesy zdrowienia bądź też rekrytalizacji. Metoda ta polega na sekwencyjnym odkształcaniu próbek w stałej temperaturze i określeniu tzw. zmiękczenia O_m materiału opisanego poniższą zależnością [32, 33]:

$$O_m = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} 100\% \quad (2.2.6)$$

gdzie: σ_m - naprężenie uplastyczniające przed odciążeniem,

σ_1 - granica plastyczności w pierwszym cyklu odkształcenia,

σ_2 - granica plastyczności w następnych cyklach odkształcenia.

Znacznie lepszą metodą badania procesów wysokotemperaturowego odkształcenia jest analiza zmian naprężenia uplastyczniającego podczas relaksacji naprężenia po różnych stopniach odkształcania [34]. Metoda ta pozwala opracowywać mapy przedstawiające udział procesów zachodzących podczas odkształcania i wywołane nimi zmiękczenie w funkcji odkształcenia przy znacznie mniejszej liczbie próbek i pracochłonności niż wymaga tego metoda odkształcania sekwencyjnego

2.3. Modelowanie zmian naprężenia uplastyczniającego w warunkach odpowiadających procesom obróbki plastycznej

Rozwój nowych technik obliczeniowych umożliwia analizę procesów obróbki plastycznej metodami numerycznymi, z których najnowszymi są: metoda elementów skończonych oraz metoda elementów brzegowych. Lepsze wykorzystanie tych metod wymaga dokładniejszej znajomości związków pomiędzy własnościami plastycznymi odkształconych materiałów a warunkami kształtowania. Podstawową wielkością charakteryzującą zachowanie się materiału w procesach kształtowania plastycznego jest naprężenie uplastyczniające, a zależności tego naprężenia od warunków odkształcania noszą nazwę równań konstytutywnych.

Równania konstytutywne są pomostem, dzięki któremu wiedza o zachowaniu się materiałów jest wykorzystywana w szeroko rozumianym inżynierskim projektowaniu procesów, nowych materiałów itp. Równania te powinny z wystarczającą dokładnością opisywać zachowanie się materiałów. Zwykle osiąga się to poprzez korzystanie przy ich opracowywaniu z danych doświadczalnych uzyskanych w warunkach, które odpowiadają ich późniejszym zastosowaniom. Bardziej ogólne znaczenie mają jednak takie równania, które mogą być zastosowane do opisu różnych materiałów odkształcanych w szerokim zakresie warunków odkształcania. Równania takie można uzyskać tylko wtedy, gdy spełnione są dwa warunki: równania są fenomenologicznie poprawne oraz są oparte na możliwie dużej liczbie praw fizycznych. Im dokładniej opis fenomenologiczny odwzorowuje rzeczywiste procesy fizyczne, tym bardziej opracowane zależności mogą być ekstrapolowane poza zakres doświadczalnie ustalonych zmiennych obejmujących warunki odkształcania jak i parametry materiałowe. Równania takie powinny bazować na parametrach materiałowych wyznaczonych w prostych próbach. Plastyczność jest tak złożonym problemem, że opracowanie ogólnego, poprawnego modelu jest w najbliższej przyszłości nierealne. Odpowiedź materiału na zadane warunki obciążania nie zawsze jest jednoznaczna, nie ma na ogół jednego tylko mechanicznego równania stanu materiału, ani nawet jednego zbioru równań różniczkowych opisującego zachowanie się materiałów. Dotychczas nie zbudowano takiego modelu, byłby on zbyt skomplikowany, aby mógł znaleźć zastosowanie praktyczne [35]. Dlatego prace zmierzają do opracowania modeli opisujących zmiany naprężenia uplastyczniającego materiałów odkształcanych w określonych warunkach. Modele takie można podzielić na dwie klasy. Do pierwszej należą modele opisujące zachowanie się materiałów w warunkach odkształcania obejmujących zmiany temperatury, prędkości odkształcania oraz odkształcenia w czasie. W modelu tym wpływ historii odkształcania znajduje odzwierciedlenie w odpowiednich funkcjach opisujących reakcje materiału na warunki obciążania. Do drugiej należą modele, w których historia odkształcania wpływa na stan wewnętrzny materiału określony jego parametrami głównie strukturą; natomiast jego reakcja na zmienne warunki odkształcania nie zależy od historii odkształcania, jest natomiast w pełni określona bieżącą strukturą materiału. W tym przypadku zachowanie materiału jest analizowane w dwóch odrębnych aspektach:

- poznania ewolucji stanu materiału postępującej wraz z odkształcaniem, prowadzącej do bieżącej informacji o strukturze materiału na danym etapie odkształcania,

- znajomości własności materiału w określonym stanie, tzn. reakcji materiału o określonym stanie wewnętrznym na warunki odkształcania.

Częściej opracowywane są doświadczalne i fenomenologiczne równania konstytutywne, aniżeli równania uwzględniające parametry opisujące złożony stan wewnętrzny materiału. Wynika to z faktu, że podczas odkształcania szczególnie w podwyższonych temperaturach zachodzą złożone procesy strukturalne takie jak: umocnienie odkształceniowe, umocnienie starzeniowe, zdrowienie dynamiczne i statyczne, rekrytalizacja dynamiczna i statyczna, wszystkie one w zależności od warunków odkształcania mogą zachodzić jednocześnie z różnymi prędkościami. Opis matematyczny takich procesów jest bardzo trudny, bądź nawet niemożliwy. Zwykle opracowywane równania podają zależność pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a odkształceniem i prędkością odkształcania, bądź naprężeniem uplastyczniającym a prędkością odkształcania i temperaturą. W tym pierwszym przypadku równania opisują najczęściej początkowy zakres odkształcania, w którym występuje umocnienie odkształceniowe [36], a w drugim opisują ustalony zakres płynięcia plastycznego, w którym zachodzi równowaga pomiędzy umocnieniem odkształceniowym i procesami dynamicznego osłabienia [37-39]. Równania, w których wszystkie trzy zmienne procesu odkształcania, tj. odkształcenie, prędkość odkształcania i temperatura, są jednocześnie uwzględniane, są zwykle ważne jedynie w zakresie odkształceń odpowiadającym umocnieniu odkształceniowemu [36, 40-51]. Wiele prac poświęcono głównie badaniom zmian strukturalnych zachodzących podczas odkształcania w różnych warunkach [52-57]. Badania te w przyszłości mogą być bardzo pomocne przy opracowywaniu równań konstytutywnych wychodząc od zjawisk dyskretnych do ich opisu w pojęciach mechaniki ośrodków ciągłych. Także wiele badań poświęcono ustaleniu wpływu historii odkształcania na zachowanie się materiałów w oprocesach odkształcania [58-77].

Wielu autorów [78-88] uważa, że procesy pełzania i obróbki plastycznej można opisać jednolitymi modelami, bowiem zależne od czasu odkształcanie pełzania i zależne od naprężenia odkształcenie plastyczne są kontrolowane przez te same zjawiska, głównie ruch dyslokacji. Modele te zwykle opisują zachowanie się materiałów w zakresie niezbyt dużych odkształceń plastycznych, nie ujmują na ogół procesów rekrytalizacji.

Rozpatrzmy model materiału o określonym stanie opisany poniższą zależnością:

$$\sigma_p = \sigma_p(\dot{\varepsilon}, T, \tau) \quad (2.3.1)$$

W zależności tej nie występuje odkształcenie, lecz znając prędkość odkształcania ε i czas τ można je ustalić.

Różniczkując zależność (2.3.1) można sprowadzić ją do postaci, która uwzględnia ewolucję parametrów stanu

$$d \ln \sigma_p = \left. \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\tau, T} d \ln \dot{\varepsilon} + \left. \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln \tau} \right|_{\dot{\varepsilon}, T} d \ln \tau + \left. \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln T} \right|_{\tau, \dot{\varepsilon}} d \ln T \quad (2.3.2)$$

Dla stałej temperatury równanie to przyjmuje postać:

$$d \ln \sigma_p = \left. \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\tau} d \ln \dot{\varepsilon} + \left. \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \varepsilon} \right|_{\dot{\varepsilon}} d \varepsilon \quad (2.3.3)$$

Wyraża ona zależność naprężenia uplastyczniającego od prędkości odkształcania i odkształcenia.

Dla stałej prędkości równanie to sprowadza się do zależności

$$d \ln \sigma_p = \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \varepsilon} \Big|_{\dot{\varepsilon}} d\varepsilon \quad (2.3.4)$$

Korzyści stosowania takiego różniczkowego zapisu w postaci równania (2.3.3) lub (2.3.4) widoczne są wtedy, gdy opracowany model przedstawiony zostaje w postaci równania fenomenologicznego

$$d \ln \sigma_p = m d \ln \varepsilon + H d\varepsilon \quad (2.3.5)$$

dla zależności (2.3.3)

lub w postaci

$$d \ln \sigma_p = H d\varepsilon \quad (2.3.6)$$

dla zależności (2.3.4).

Współczynniki w obu tych równaniach mogą być wyznaczone doświadczalnie.

$$H = \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \varepsilon} \Big|_{\dot{\varepsilon}} = \frac{d\sigma_p}{\sigma_p d\varepsilon} = \frac{\theta}{\sigma_p} = \frac{d\sigma_p}{dW} \quad (2.3.7)$$

gdzie: θ - intensywność umocnienia odkształceniowego równa $d\sigma_p / d\varepsilon$
(strain hardening rate)

H - intensywność umocnienia związanego z pracą odkształcenia
 $dW = \sigma_p d\varepsilon$ wynosząca $d\sigma_p / dW$ (work hardening rate).

Często w literaturze krajowej nie odróżnia się wielkości θ od H .

Jeżeli poszczególne człony równania (2.3.5) traktowane są jako niezależne, a nie jako różniczki cząstkowe równania (2.3.1), nie musi być ono całkowalne. Aby równanie (2.3.5) było całkowalne, musi być spełniony poniższy warunek

$$\frac{\partial m}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial H}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (2.3.8)$$

Gdy m i H są funkcją jedynie ε i $\dot{\varepsilon}$, a nie innych dodatkowych zmiennych, wtedy całka z równania (2.3.5) jest parametrem stanu. Istnieje jednak wiele przyczyn, dla których równanie (2.3.5) może nie być całkowalne. Jedną z przyczyn może być fakt, że wraz z drogą odkształcania zmienia się tekstura, co wpływa na wartość H , nawet wtedy, gdy σ_p i ε nie zmieniają się. Podobnie σ_p może zależeć od rozmiarów ziaren, które zmieniają się wraz z drogą odkształcania. W obu przypadkach należy więc uzupełnić zależność (2.3.5) dodatkowymi członami. Niestety, nie ma, jak dotąd, w skali makroskopowej możliwości rozdzielenia zmian naprężenia wywoływanych zjawiskami zachodzącymi w skali mikroskopowej.

Zastosowanie równania (2.3.6) przy przyjęciu, że

$$H \propto (\varepsilon + \varepsilon_o)^{n-1} \quad (2.3.9)$$

lub

$$H \propto \left(\frac{\sigma_{pr} - \sigma_p}{\sigma_p} \right) (\varepsilon - \varepsilon_o)^{n-1} \quad (2.3.10)$$

prowadzi do następujących form krzywej umocnienia [33]:

- uogólnionego przez Hartley'a i współautorów [89] równania Ludwika

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n \quad (2.3.11)$$

- równania Ludwika [90] gdy $\varepsilon_0 = 0$

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + C\varepsilon^n \quad (2.3.12)$$

- równania Swifta [91], gdy $\sigma_p = 0$

$$\sigma_p = C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n \quad (2.3.13)$$

i równania Hollomona [92]

$$\sigma_p = C\varepsilon^n \quad (2.3.14)$$

gdzie: $n, C, \varepsilon_0, \sigma_{p0}, \sigma_{pr}$ - stałe materiałowe.

Zależności (2.3.11-2.3.14) mogą być zastosowane w zakresie dużych odkształceń plastycznych, lecz ograniczone są one do procesów, w których nie zmienia się prędkość odkształcania oraz temperatura, a naprężenie monotonicznie rośnie wraz z odkształceniem.

Wychodząc z pojęcia stanu wewnętrznego materiału Z.Marciniak i jego współpracownicy [74-78] opracowali model materiału, który zasługuje na dokładniejsze omówienie. W modelu tym historia odkształcania jest uwzględniona poprzez wprowadzenie pojęcia naprężenia stanu σ_w . Przyjęto, że naprężenie uplastyczniające σ_p zależy od chwilowego stanu materiału określanego przez σ_w i warunków odkształcania, tzn. prędkości odkształcania i temperatury

$$\sigma_p = \sigma_p(\dot{\varepsilon}, T, \sigma_w) \quad (2.3.15)$$

Zmiany naprężenia stanu σ_w opisuje równanie ewolucji stanu w postaci

$$\dot{\sigma}_w = F_1 \dot{\varepsilon} + F_0 \quad (2.3.16)$$

gdzie: F_1 i F_0 - funkcje opisujące parametry stanu w zależności od warunków odkształcania.

Korzystając z obu tych równań prędkość zmiany naprężenia uplastyczniającego σ_p w stałej temperaturze można przedstawić w postaci ogólnej zależności

$$\dot{\sigma}_p = \frac{\partial \sigma_p}{\partial \dot{\varepsilon}} \ddot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma_p}{\partial \sigma_w} F_1 \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma_p}{\partial \sigma_w} F_0 \quad (2.3.17)$$

W równaniu tym pierwszy człon prawej strony zależności opisuje reakcje materiału na nagłą zmianę prędkości odkształcania, drugi człon określa kształt krzywej $\sigma_p - \varepsilon$ poprzez uwzględnienie umocnienia bądź osłabienia odkształceniowego i trzeci określa zmianę naprężenia zachodzącą w czasie, nawet bez udziału odkształcenia.

Przedstawiony model został zastosowany do opisu naprężenia stali niskowęglowej zawierającej węgiel w ilości mniejszej niż 0,1%. Występujące w tym modelu funkcje $\sigma_p(\dot{\varepsilon}, T, \sigma_w)$, F_1 i F_0 oraz parametry stanu materiału przedstawiono poniżej

$$\sigma_p(\dot{\varepsilon}, T, \sigma_w) = M \left[P(\dot{\varepsilon}, T) \sigma_w + \sigma_v(\dot{\varepsilon}, T) \right] \quad (2.3.18)$$

gdzie: M - współczynnik proporcjonalny do modułu sprężystości w danej temperaturze.

Funkcja

$$P = \lg h \left[k_6 \varepsilon^n T \exp\left(\frac{k_7}{T}\right) \right] \quad (2.3.19)$$

opisuje zachowanie się materiału w podwyższonych temperaturach

$$\sigma_v = \sigma_w \left(\sqrt{a^2 + 1} - a \right) \quad (2.3.20)$$

przedstawia wzrost naprężenia wywołany czułością na prędkość odkształcania w niskich temperaturach

$$a = \frac{T}{k_9} \ln \frac{k_{10}}{\dot{\varepsilon}} - k_{11} \quad (2.3.21)$$

$$\sigma_w = \sigma_u + \sigma_s + \sigma_n = (U + W)\dot{\varepsilon} + S + N - R \quad (2.3.22)$$

σ_u - parametr opisujący opór odkształcanego materiału zależny od gęstości defektów w sieci krystalicznej, charakteryzujący się tym, że w niskiej temperaturze nie zależy on od prędkości odkształcania, a w wyższych temperaturach maleje wraz z czasem odkształcania.

$$\dot{\sigma}_u = U \dot{\varepsilon} - R \quad (2.3.23)$$

Intensywność umocnienia

$$U = \frac{d\sigma_u}{d\varepsilon} = n C^{1/n} \sigma_u^{(1-1/n)} \quad (2.3.24)$$

Prędkość osłabienia wywołana procesem zdrowienia

$$R = C_1 (\sigma_u - \sigma_o)^{n_2} \exp\left(-\frac{k_{12}}{T}\right) \quad (2.3.25)$$

Naprężenie początkowe

$$\sigma_o = C_2 (\varepsilon_o + \varepsilon)^n \tanh[k_{13}(T_2 - T)] \quad (2.3.26)$$

σ_s - przedstawia wzrost oporu odkształcanego materiału wraz z czasem i jego zmniejszenie wraz z odkształcaniem. Charakterystyczną cechą tego parametru jest jego spadek zachodzący ze wzrostem prędkości

$$\dot{\sigma}_s = W \dot{\varepsilon} + S \quad (2.3.27)$$

Intensywność osłabienia W

$$W = \frac{d\sigma_s}{d\varepsilon} = -k_{17} \sigma_s \quad (2.3.28)$$

Prędkość umocnienia wywołana starzeniem

$$S = \frac{\partial \sigma_s}{\partial t} = C_3 \left(\frac{\sigma_r}{\sigma_s} - 1 \right) \exp\left(-\frac{k_{14}}{T}\right) \quad (2.3.29)$$

$$\sigma_r = C_4 \left\{ 1 + \tanh[k_{15}(T_3 - T)] \right\} \quad (2.3.30)$$

σ_n - parametr opisujący dodatkowy wzrost oporu odkształcania materiału wynikający z nieodwracalnych zmian stanu materiału wywołanych starzeniem

$$\dot{\sigma}_n = N = C_5 (\sigma_t - \sigma_n)^{n_3} \exp\left(-\frac{k_{16}}{T}\right) \quad (2.3.31)$$

$$\dot{\sigma}_t = \left(U_n - \frac{1}{\varepsilon} R_n \right) d\varepsilon \quad (2.3.32)$$

$$U_n = C_6 \left(1 - \frac{\sigma_t}{C_7} \right) \quad (2.3.33)$$

$$R_n = C_8 \sigma_t^{n_4} \exp\left(-\frac{k_{18}}{T}\right) \quad (2.3.34)$$

$k_{1...18}, C_{1...8}, T_{1...3}, n_{1...4}, C, n, \varepsilon_0$ - stałe materiałowe.

Przedstawiony model wg jego autorów z dostateczną dokładnością opisuje zachowanie się stali niskowęglowej w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcania. Przyjęcie niektórych zależności budzi jednak pewne wątpliwości. I tak parametr P wyrażony poprzez $\tanh$ (2.3.19) może się zmieniać od +1 do -1, co z góry narzuca określoną reakcję materiału na zmianę prędkości odkształcania i temperatury. Jak to zostanie przedstawione w dalszej części pracy w przypadku miedzi i brązów krzemowych reakcja materiału nie odpowiada warunkom określonym równaniem (2.3.19).

Podobnie, uwzględnienie wpływu odkształcenia przy wyznaczaniu osłabienia wywołanego procesem zdrowienia dynamicznego R , w oparciu o jedną tylko wartość odkształcenia, prowadzi do błędów. Wyznaczając R z równań (2.3.23) i (2.3.25) otrzymujemy

$$R = U\dot{\varepsilon} - \dot{\sigma}_u = C_1(\sigma_u - \sigma_o)^n \exp\left(-\frac{k_{12}}{T}\right) \quad (2.3.35)$$

i ostatecznie

$$\left(U - \frac{d\sigma_u}{d\varepsilon}\right)\dot{\varepsilon} = (\sigma_u - \sigma_o)^n N_b \quad (2.3.36)$$

$$\text{gdzie: } N_b = C_1 \exp\left(-\frac{k_{12}}{T}\right) \quad (2.3.37)$$

Z. Marciniak stałe σ_o , n i N_b oraz parametry materiałowe występujące w równaniach (2.3.25) i (2.3.26) wyznacza określając $d\sigma_u/d\varepsilon$ i σ_u przy trzech różnych prędkościach odkształcania i stałej wartości odkształcenia ($\varepsilon = 0,12$) oraz dwóch różnych temperaturach. Przyjmuje się więc założenie, że zależności ustalone przy małym odkształceniu $\varepsilon = 0,12$ można rozciągnąć na zakres dużych odkształceń plastycznych, co jak wiadomo przeczy znanym wynikom badań doświadczalnych. Podobnie, informacje uzyskane przy dwóch temperaturach, służące do wyznaczania stałych C , k_{12} , k_{13} , i T_2 nie można interpolować bądź ekstrapolować na szerszy zakres temperatur. Zwłaszcza, że w wysokich temperaturach wpływ jej jest dominujący i nie można go porównywać z wpływem temperatury w zakresie niskich temperatur. Model ten nie uwzględnia także rekrytalizacji dynamicznej, która w wyższych temperaturach zaczyna się już przy bardzo małych odkształceniach, tym samym nie nadaje się do opisu zachowania się materiału przy dużych odkształceniach plastycznych.

Inny model, w którym nie wprowadza się pojęcia stanu wewnętrznego materiału, lecz poprzez zastosowanie złożonych funkcji opisuje zachowanie się materiału w zakresie dużych odkształceń plastycznych został opracowany przez Nakanishi i jego współpracowników [47-48]. W modelu tym do określenia krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie zastosowano równanie różniczkowe o znacznej liczbie parametrów materiałowych. Intensywność zmiany naprężenia uplastyczniającego opisano równaniem

$$\frac{d\sigma_p}{d\varepsilon}\bigg|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{d\sigma_{pB}}{d\varepsilon}\bigg|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} - \frac{\gamma_o}{\varepsilon}(\sigma'_{pB} - \sigma_p) \exp(q\sigma_p^2) - \frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \quad (2.3.38)$$

gdzie $\frac{d\sigma_p}{d\varepsilon}\bigg|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność umocnienia w warunkach określonych przez $\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T$,

$\left. \frac{d\sigma_{pB}}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B}$ - podstawowa intensywność umocnienia w temperaturze bazowej T_B , w

której drugi i trzeci człon prawej strony równania (2.3.38) jest równy zeru

$\frac{\gamma_o}{\varepsilon} (\sigma'_{pB} - \sigma_p) \exp(q\sigma_p^2)$ - człon opisujący osłabienie wywołane zdrowieniem

dynamicznym,

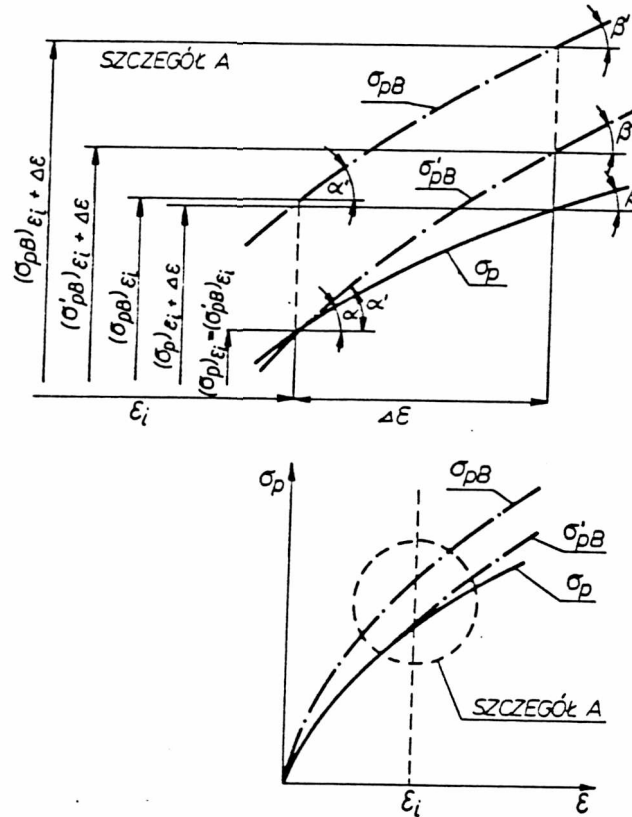
$\frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon}$ - człon opisujący osłabienie wywołane rekrytalizacją dynamiczną.

Do wyznaczenia członu $d\sigma_{pB}/d\varepsilon|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B}$ konieczna jest znajomość krzywej umocnienia $\sigma_{pB}(\varepsilon)$ w temperaturze bazowej (rys.2.3.1). Naprężenie $\sigma'_{pB}|_{\varepsilon_i + \Delta\varepsilon}$ na końcu każdego przyrostu odkształcenia $\Delta\varepsilon$ jest wyrażone zależnością

$$\sigma'_{pB}|_{\varepsilon_i + \Delta\varepsilon} = \sigma_p|_{\varepsilon_i} + \sigma_{pB}|_{\varepsilon_i + \Delta\varepsilon} - \sigma_{pB}|_{\varepsilon_i} \quad (2.3.39)$$

Podstawiając wyrażenie (2.3.39) do (2.3.38) otrzymujemy

$$\left. \frac{d\sigma_p}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \left. \frac{d\sigma_{pB}}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} - \frac{\gamma_o}{\varepsilon} (\sigma_{pB}|_{\varepsilon_i + \Delta\varepsilon} - \sigma_{pB}|_{\varepsilon_i}) \exp(q\sigma_p^2) - \frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \quad (2.3.40)$$



Rys.2.3.1. Obraz graficzny niektórych zmiennych występujących w równaniu (2.3.38).

Krzywa $\sigma_{pB}(\varepsilon)$ określa podstawową intensywność umocnienia w temperaturze T_B

Krzywa $\sigma'_{pB}(\varepsilon)$ określa podstawową intensywność umocnienia w temperaturze T_B przy

innym poziomie naprężenia σ_p . Krzywa $\sigma_p(\varepsilon)$ jest poszukiwaną krzywą umocnienia uwzględniającą dynamiczne zdrowienie, lecz bez dynamicznej rekrytalizacji.

Jest to równanie różniczkowo-różnicowe, które Nakanishi rozwiązuje numerycznie metodą Runge-Kutta-Gilla przy przyroście odkształcenia $\Delta\varepsilon = 0,004$.

Nie trudno zauważyć, że rozwiązanie tego równania zależy od przyrostu odkształcenia, poprawnie sformułowane równanie powinno dawać tym dokładniejsze rozwiązanie, im mniejszy jest przyrost odkształcenia w kolejnych interakcjach. Natomiast w równaniu (2.3.40) gdy $\Delta\varepsilon \rightarrow 0$ drugi człon prawej strony równania opisujący osłabienie wywołane zdrowieniem dynamicznym znika, co dyskwalifikuje możliwość stosowania modelu opracowanego przez Nakanishi. Poza tym model ten nie może być stosowany do analizy wpływu historii odkształcania w postaci na przykład nagłych zmian prędkości odkształcania na naprężenie uplastyczniające. Dodatkowe czynniki utrudniające zastosowanie tego modelu wynikają z konieczności stosowania wielu wskaźników materiałowych do opisu członu związanego z rekrytalizacją dynamiczną i zdrowieniem dynamicznym.

Na podstawie przedstawionego przeglądu różnych modeli, stosowanych do opisu zmian naprężenia uplastyczniającego, można stwierdzić, że mimo wielu prac poświęconych temu zagadnieniu dotychczas nie opracowano w miarę poprawnego modelu opisującego zachowanie się takich materiałów jak brązy krzemowe w procesie odkształcania, jednakże z moich wstępnych badań wynika, że jest duże prawdopodobieństwo stworzenia takiego modelu. Mogę więc sformułować tezę mojej dalszej pracy następująco, istnieje możliwość zbudowania modelu matematycznego opisującego przebieg naprężenia uplastyczniającego w brązach krzemowych i miedzi w różnych warunkach odkształcania, przy uwzględnieniu takich czynników jak: stan wewnętrzny materiału, prędkość ewolucji stanu wewnętrznego i stałe materiałowe.

3. BADANIA WŁASNE

3.1. Cel i zakres badań

Celem pracy jest zbadanie wpływu warunków odkształcania, tj. stopnia odkształcenia, temperatury i prędkości odkształcania oraz nagłych zmian prędkości odkształcania na własności i strukturę brązów krzemowych i miedzi, a przede wszystkim na naprężenie uplastyczniające oraz opracowanie modeli opisujących naprężenie uplastyczniające w zależności od warunków odkształcania.

Modele takie mogą być wykorzystane do opracowywania technologii obróbki plastycznej materiałów. Pozwalają one nie tylko prawidłowo dobierać maszyny do przeróbki plastycznej materiałów, ale także przewidywać zjawiska strukturalne zachodzące podczas odkształcania, a tym samym właściwości materiałów po zakończonym procesie przeróbki plastycznej.

Przeprowadzone badania doświadczalne i analityczne dotyczące brązów krzemowych zawierających do 6% krzemu oraz miedzi odkształcanych w szerokim zakresie temperatur od 293 do 1073K i prędkościach odkształcania od 0,01 do 6,7s⁻¹ obejmują:

- doświadczalne wyznaczenie krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie w różnych warunkach odkształcania,
- ustalenie wpływu warunków odkształcania na podatność do odkształceń plastycznych badanych materiałów określoną odkształceniem granicznym,
- badania strukturalne odkształconych w różnych warunkach materiałów,
- opracowanie modelu opisującego maksymalne naprężenie uplastyczniające, naprężenie ustalonego płynięcia, odkształcenie krytyczne i odkształcenie początku ustalonego płynięcia plastycznego,
- zbudowanie modelu fenomenologicznego opisującego zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniającego procesy strukturalne,
- zbudowanie modelu matematycznego opisującego zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniającego stan wewnętrzny materiału,
- zbudowanie modelu fenomenologicznego opisującego zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniającego procesy strukturalne i stan wewnętrzny materiału.

3.2. Materiał i metodyka badań

3.2.1. Materiał użyty do badań

Do badań użyto miedzi M1E oraz czterech stopów Cu-Si. Skład chemiczny i sposób oznaczenia badanych materiałów podano w tabeli 3.2.1.

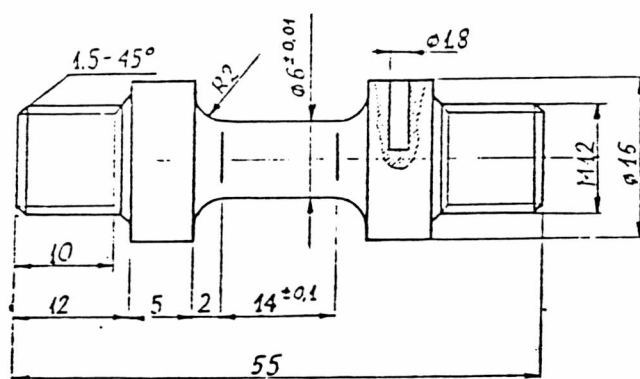
Materiały zostały odlane w postaci wlewków, a następnie wyciśnięte na gorąco w zakresie temperatur 1023 - 1123K na pręty o średnicy 20 mm w Zakładach Hutniczo-Przetwórczych Metali Nieżelaznych "Hutmen" we Wrocławiu. Następnie, w celu ujednorodnienia struktury, pręty wygrzewano w temperaturze 1073K w ciągu 4 godzin. Z ujednorodnionych prętów wykonano próbki o kształcie i wymiarach podanych na rys.3.2.1. Część pomiarowa próbek była

szlifowana papierem ściernym o ziarnistości 600. W celu usunięcia zgniotu wywołanego tocenieniem i szlifowaniem próbek wygrzewano je w temperaturze 873K w ciągu 30 min w piecu próżniowym.

Tabela 3.2.1. Skład chemiczny badanych materiałów

Skład chemiczny w % wagowych

Oznaczenie	Cu	Si	Fe	Al	Bi	Pb	Ni	Sn	As
A	99,8	ślad.	0,02	ślad.	0,002	0,008	0,19	0,03	0,001
B	95,6	3,86	0,50	ślad.					
C	94,8	4,63	0,45	ślad.					
D	94,3	5,20	0,46	ślad.					
E	93,5	5,99	0,59	ślad.					



Rys.3.2.1. Kształt i wymiary próbki stosowanej do skręcania

3.2.2. Metodyka badań

Do odkształcania próbek zastosowano plastometr skrętny. Plastometr skrętny zbudowany jest z ławy, na której zamontowano uchwyt skręcający wraz z jego napędem, piec do nagrzewania próbek oraz uchwyt spoczynkowy. Napęd uchwytu skręcającego umożliwia regulację obrotów próbki w zakresie od 1 do 1500 obr/min. Składa się on z: silnika prądu stałego o mocy 7,5 kW i 1500 obr/min, przekładni zębatej, zespołu sprzęgło-hamulec sterowanego elektromagnetycznie, uchwytu trójszczękowego do mocowania uchwytu próbki, czujnika prędkości obrotowej oraz czujnika drogi kątowej uchwytu próbki. Drugi uchwyt próbki połączony jest z uchwytem spoczynkowym, który służy do pomiaru momentu skręcającego, siły osiowej oraz zmian długości próbki w czasie skręcania. Pomiar momentu obrotowego następuje za pomocą tensometru elektrooporowego. Próbki umieszczone między uchwytami grzane w piecu sylitowym. Piec sylitowy można zamienić na piec rurowy, który umożliwia bezpośrednio po wyłączeniu grzania natychmiastowe schłodzenie próbki strumieniem wody. Temperatura pieca sylitowego i rurowego regulowana jest w oparciu o sygnał z termopary zainstalowanej w piecu. Temperaturę próbek skrecanych w piecu sylitowym mierzono przy użyciu termopary zainstalowanej w specjalnie do tego celu wywierconym w kołnierzu próbki otworze. W piecu

rurowym temperatura mierzona była za pomocą termopary znajdującej się w kontakcie z częścią pomiarową próbki. Cykl pomiarowy sterowany był przy pomocy komputera sprzężonego z szafą pomiarową plastometru. Komputer umożliwiał automatyczne zaprogramowanie próby, tj. ustalenie prędkości skręcania, zadanie kąta skręcenia i chłodzenia próbki. Wyniki pomiarów zebrane zostały na dyskietkach komputerowych. Poprzez program skalujący wyniki pomiarów w postaci odpowiednich wartości impulsów elektrycznych zostały przetworzone na wartości momentu w Nm i liczby skręceń. Zakładając, że płaskie przekroje przed skręcaniem pozostają płaskie po skręceniu oraz że podczas skręcania długość próbek nie ulega zmianie, a skręcanie sprowadza się jedynie do obrotu płaskich przekrojów względem siebie, moment skręcający M_s można wyznaczyć z poniższej zależności

$$M_s = 2\pi \int_0^r \tau(r) r^2 dr \quad (3.2.1)$$

Jeżeli materiał nie umacnia się $\tau(r) = \text{const}$, to:

$$M_s = \frac{2\pi r^3}{3} \tau \quad (3.2.2)$$

Dla materiału umacniającego się wg poniższej zależności

$$\tau = c \operatorname{tg} \gamma^n \quad (3.2.3)$$

$$\text{gdzie: } \operatorname{tg} \gamma = \frac{r\alpha}{l} \quad (3.2.4)$$

α - kąt skręcenia,

l - długość pomiarowa próbki (rys.3.2.1),

n i c - stałe materiałowe,

moment skręcający wyraża się zależnością

$$M_s = 2\pi \int_0^r \tau(r) r^2 dr = 2\pi \int_0^r c \left(\frac{r\alpha}{l} \right)^n r^2 dr = 2\pi c \frac{\alpha^n}{l^n} \frac{r^{n+3}}{n+3} = 2\pi \tau \frac{r^3}{n+3} \quad (3.2.5)$$

Stąd dla materiału nie umacniającego się korzystając z hipotezy H-M-H i zależności (3.2.2) otrzymujemy

$$\sigma_p = \sqrt{3} \frac{3}{2} \frac{M_s}{\pi r^3} \quad (3.2.6)$$

Dla materiału umacniającego się i czułego na prędkość odkształcania, którego naprężenie uplastyczniające opisuje równanie $\sigma_p = c \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$, zależność pomiędzy tym naprężeniem a momentem skręcającym przyjmuje poniższą postać [110]

$$\sigma_p = \sqrt{3} \frac{M_s (n+m+3)}{2\pi r^3} \quad (3.2.7)$$

gdzie: $n = \left(\frac{\partial \ln M_s}{\partial \ln \sigma} \right)_{\dot{\sigma}, T}$ - współczynnik umocnienia

$m = \left(\frac{\partial \ln M_s}{\partial \ln \dot{\sigma}} \right)_{\sigma, T}$ - czułość na prędkość odkształcania.

Najczęściej wielkości m i n są pomijane ze względu na ich małą wartość, a przede wszystkim fakt, że rzeczywiste równania konstytutywne znacznie odbiegają od postaci $\sigma_p = c\epsilon^n \dot{\epsilon}^m$, szczególnie w podwyższonych temperaturach.

Korzystając nadal z hipotezy H-M-H i zależności (3.2.4) otrzymujemy wyrażenie na odkształcenie liniowe

$$\epsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \operatorname{tg} \gamma = \frac{r\alpha}{\sqrt{3}l} = \frac{2\pi}{\sqrt{3}l} \theta \quad (3.2.8)$$

gdzie: θ - liczba obrotów.

Zależności (3.2.6) i (3.2.8) posłużyły do wyznaczenia naprężenia uplastycznającego i odkształcenia liniowego, a tym samym funkcji $\sigma_p(\epsilon)$. Prędkość odkształcania określano ze wzoru

$$\dot{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\pi}{l} \dot{\theta} = \frac{2\pi}{\sqrt{3}l} \dot{\theta} \quad (3.2.9)$$

gdzie: $\dot{\theta}$ - liczba obrotów w jednostce czasu.

Badane materiały odkształcano z czterema różnymi prędkościami: $0,01\text{s}^{-1}$ (0,01 obr/s), $0,1\text{s}^{-1}$ (0,11 obr/s), $0,6\text{s}^{-1}$ (0,66 obr/s) i $6,7\text{s}^{-1}$ (7,39 obr/s) w temperaturach 293, 373, 437, 573, 673, 773, 873, 973 i 1073K. Stop E dodatkowo odkształcano w temperaturze 1023K, a przy prędkości odkształcania $0,1\text{s}^{-1}$ temperaturę zmieniano co 50K. Dla każdej stosowanej temperatury i prędkości odkształcania próbę skręcania powtarzano co najmniej trzykrotnie. Gdy otrzymane trzy kolejne przebiegi $\sigma_p - \epsilon$ wykazywały wyraźniejsze różnice, próbę skręcania powtarzano aż do uzyskania trzech niemal identycznych przebiegów. Przebiegi te następnie uśredniano otrzymując końcową postać zależności $\sigma_p - \epsilon$ w określonych warunkach odkształcania. Przedział ufności na poziomie istotności 0,05 nie przekraczał $\pm 5\%$.

Przeprowadzono także badania zmiany naprężenia uplastycznającego przy nagłej zmianie prędkości odkształcania w temperaturach 293, 373, 573, 773 i 973K. Prędkości zmieniano z $0,01$ na $0,1\text{s}^{-1}$, z $0,1$ na $0,6\text{s}^{-1}$ i z $0,6$ na $6,7\text{s}^{-1}$ dla materiałów A, B i C przy odkształceniu $\epsilon = 0,1$ i dla stopów D i E przy $\epsilon = 0,05$.

Z próbek chłodzonych bezpośrednio po odkształceniu strumieniem wody wykonywano zglądy metalograficzne w płaszczyźnie równoległej do ich osi. Stopy trawiono w 10% wodnym roztworze nadsiarczanu amonu, odczynniku o składzie 10g chlorku żelazowego, 20 ml kwasu solnego (1,19) i 200 ml wody destylowanej oraz elektrolitycznie w 1% wodnym roztworze kwasu chromowego. Strukturę próbek obserwowano na mikroskopie optycznym oraz na mikroskopie elektronowym. Obserwacje struktury na mikroskopie elektronowym przeprowadzono techniką cienkich folii wykonanych ze stopów B, C i D. Badania te były wykonane w Instytucie Przeróbki Plastycznej i Metaloznawstwa AG-H w Krakowie

Przedstawiona metodyka badań posłużyła głównie do wyznaczenia przebiegów naprężenia uplastycznającego σ_p w funkcji odkształcenia dla podanych temperatur i prędkości odkształcania. Znając przebiegi $\sigma_p - \epsilon$ można korzystając ze wzorów (3.2.6) - (3.2.8) wrócić do uzyskiwanych na plastometrze zależności momentu skręcającego od kąta skręcenia próbek. Można mieć zastrzeżenia czy wyznaczona w przedstawiony sposób wielkość jest rzeczywiście naprężeniem uplastycznającym, czy też pewną miarą tego naprężenia. Ponieważ jednak próba

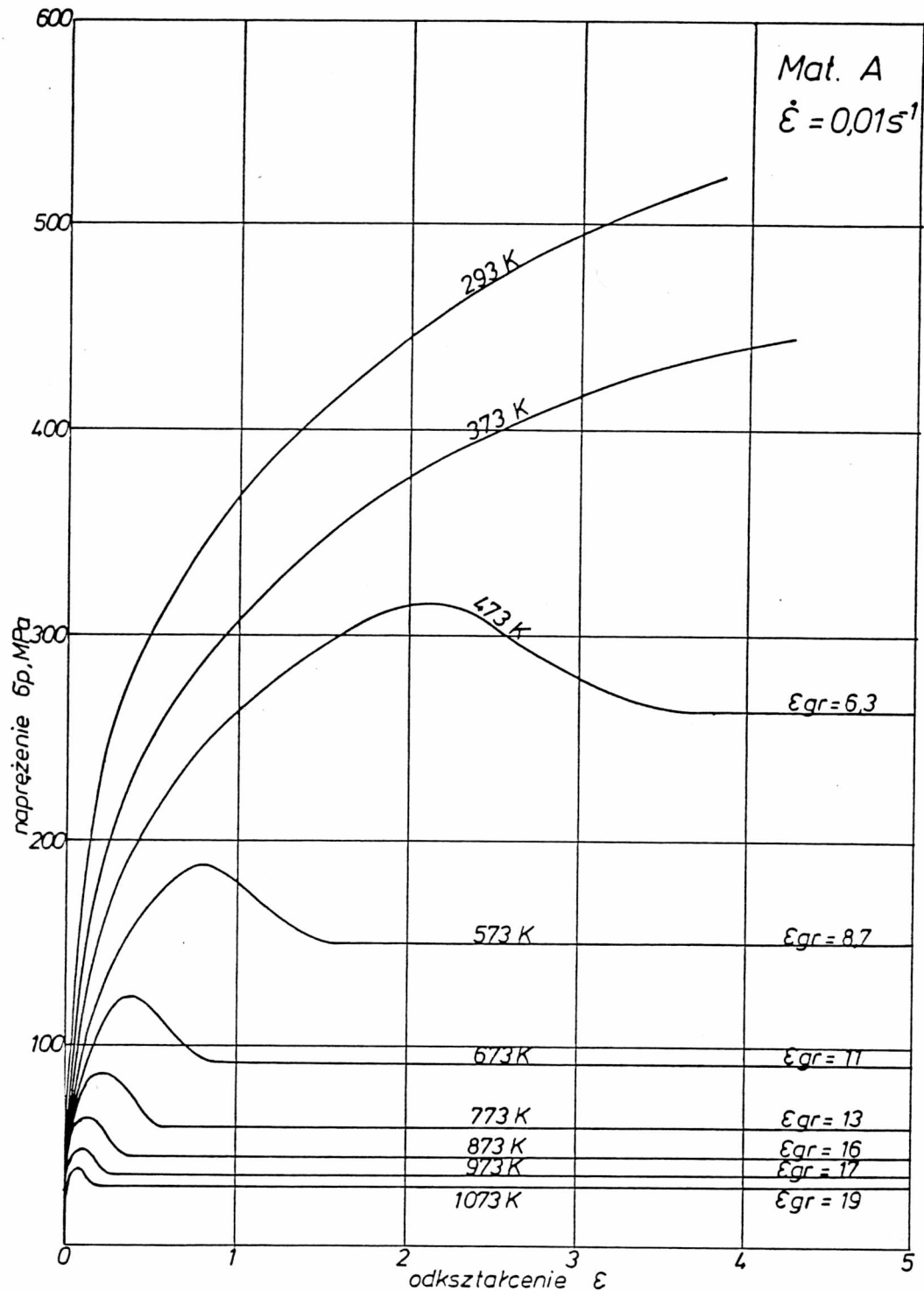
skręcania w odniesieniu do prób rozciągania czy ściskania posiada szereg powszechnie znanych zlet, a oddziaływanie rdzenia skręcanej próbki na poziom naprężenia jest stosunkowo nieduże, powszechnie traktuje się wyznaczoną wielkość jako naprężenie uplastyczniające.

Podczas odkształcania materiału następuje zamiana pracy odkształcenia plastycznego na ciepło, powoduje to wzrost temperatury odkształcanego materiału[111]. Niejednorodny rozkład tej temperatury związany z różnymi warunkami odprowadzania ciepła wywołuje nierównomierność odkształcania wzdłuż długości próbki[112]. Biorąc pod uwagę, że nierównomierność ta nie jest duża, przyjęto, że można ją pominąć, tym bardziej że wzrost temperatury wywołany pracą odkształcenia plastycznego dla brązów krzemowych i miedzi podczas odkształcania w temperaturze pokojowej, nie przekraczał kilkunastu stopni. Oznacza to, że w wyższych temperaturach w wyniku obniżenia naprężenia uplastyczniającego jest on jeszcze niższy i bez popełnienia większego błędu może być pominięty.

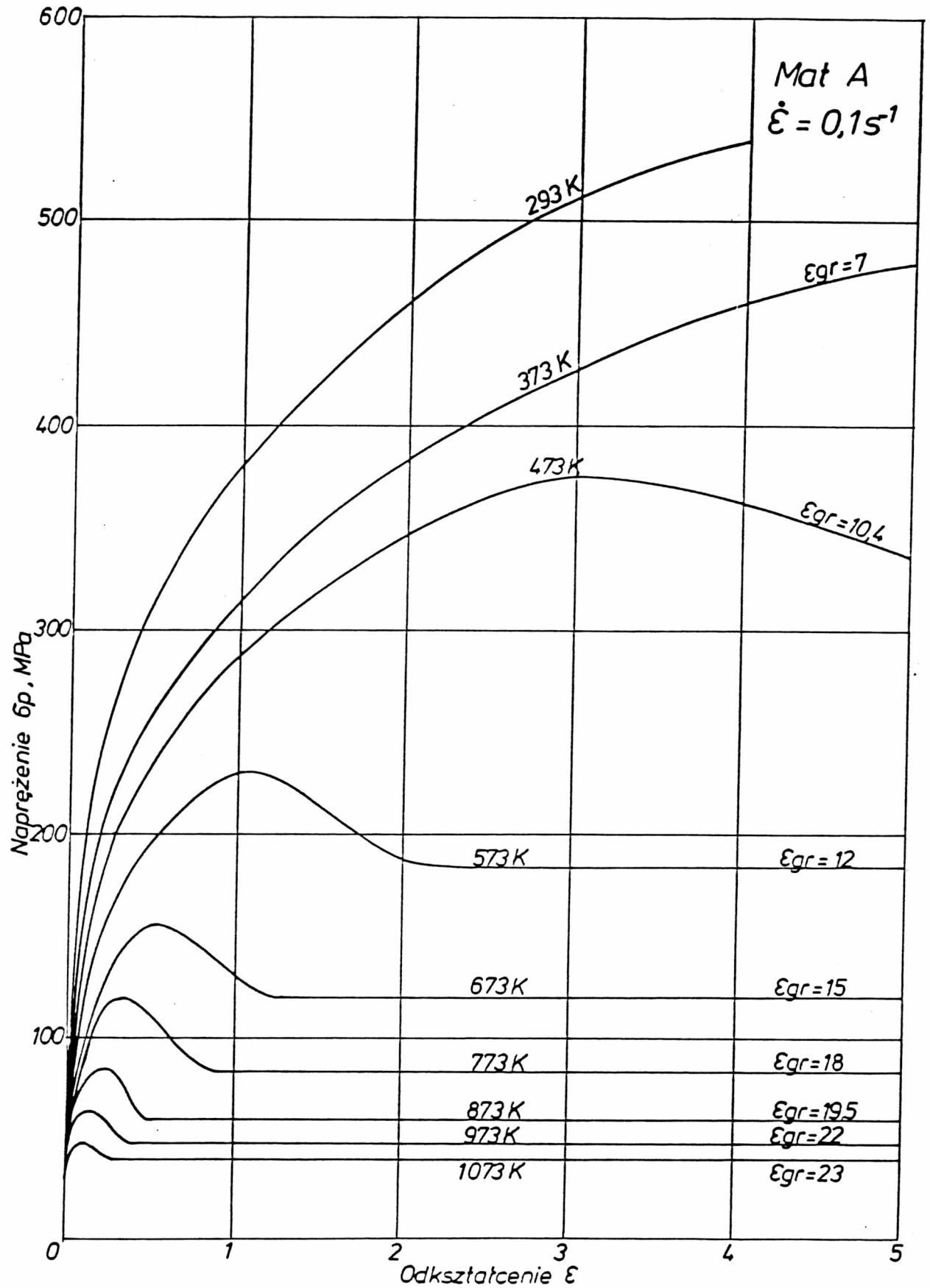
3.3. Wyniki badań i ich omówienie

3.3.1. Miedź M1E

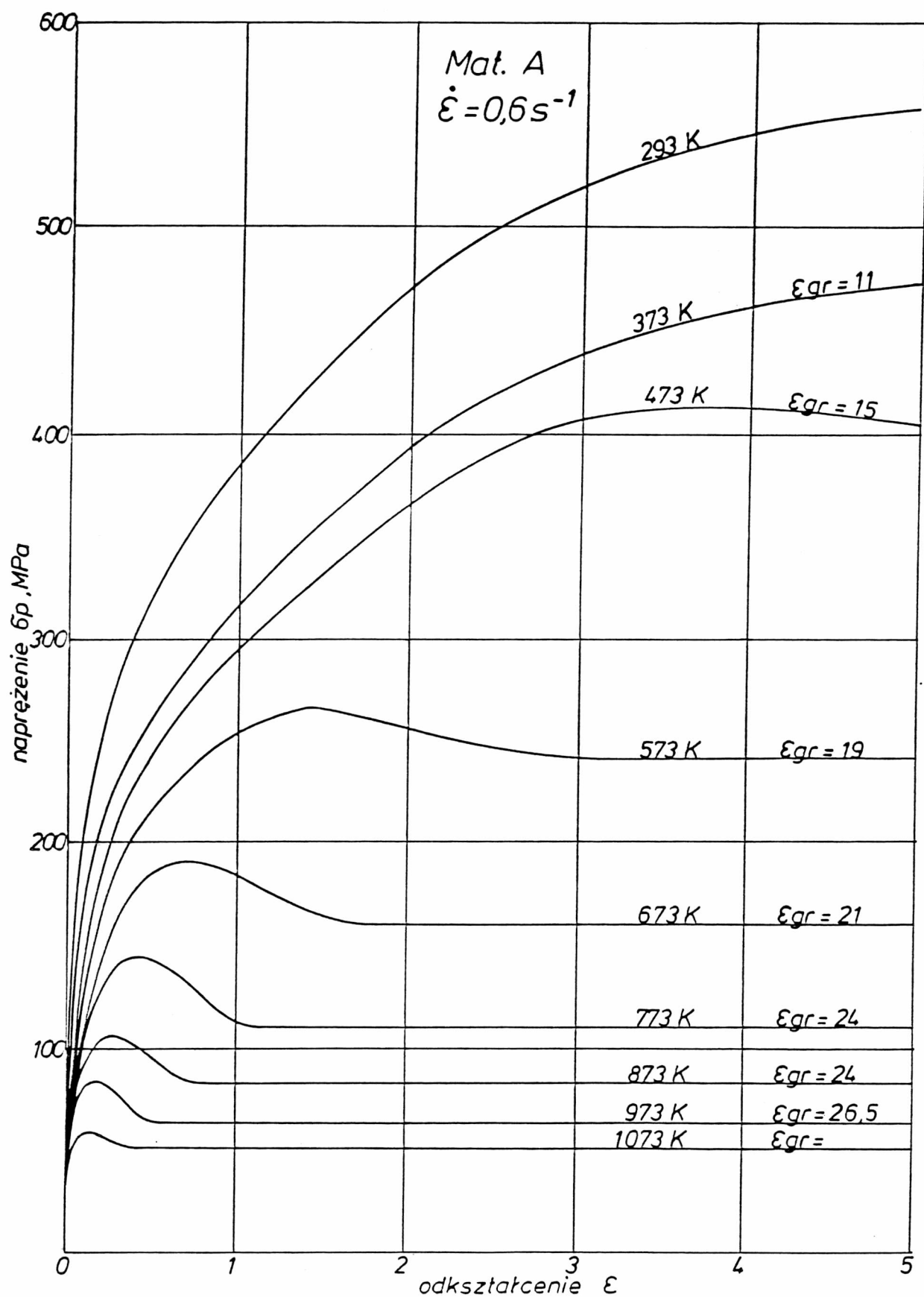
Zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia dla miedzi M1E oznaczonej symbolem A uzyskane przy prędkościach odkształcania 0,01, 0,1, 0,6 i $6,7\text{s}^{-1}$ przedstawiono odpowiednio na rys.3.3.1 - 3.3.4.



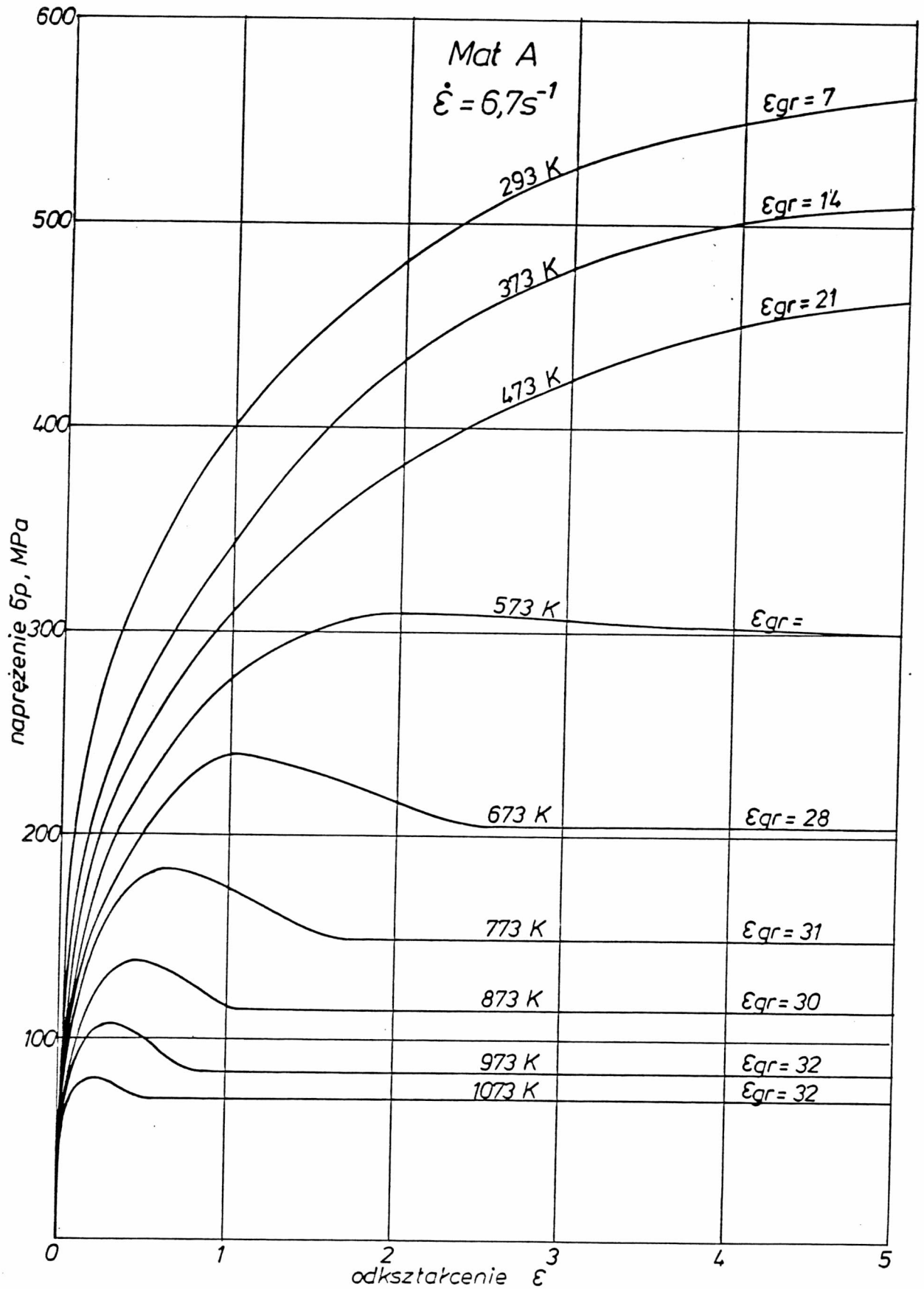
Rys.3.3.1. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla miedzi M1E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$



Rys.3.3.2. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla miedzi M1E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 s^{-1}$



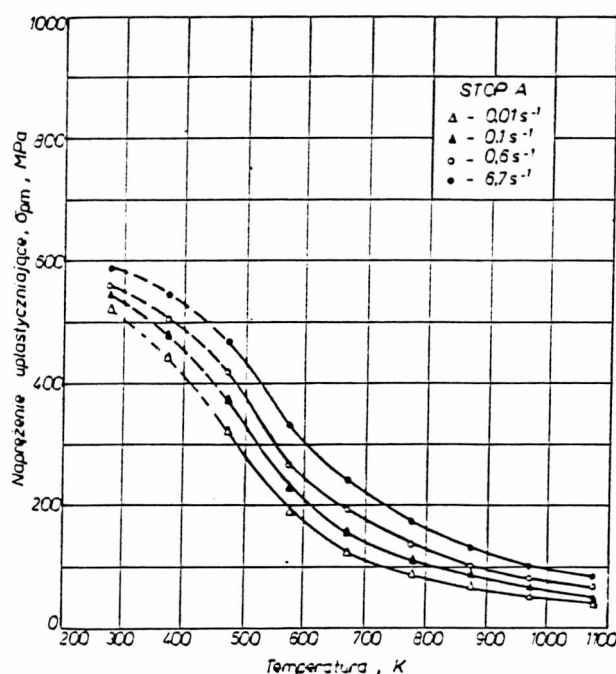
Rys.3.3.3. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla miedzi M1E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,6 s^{-1}$



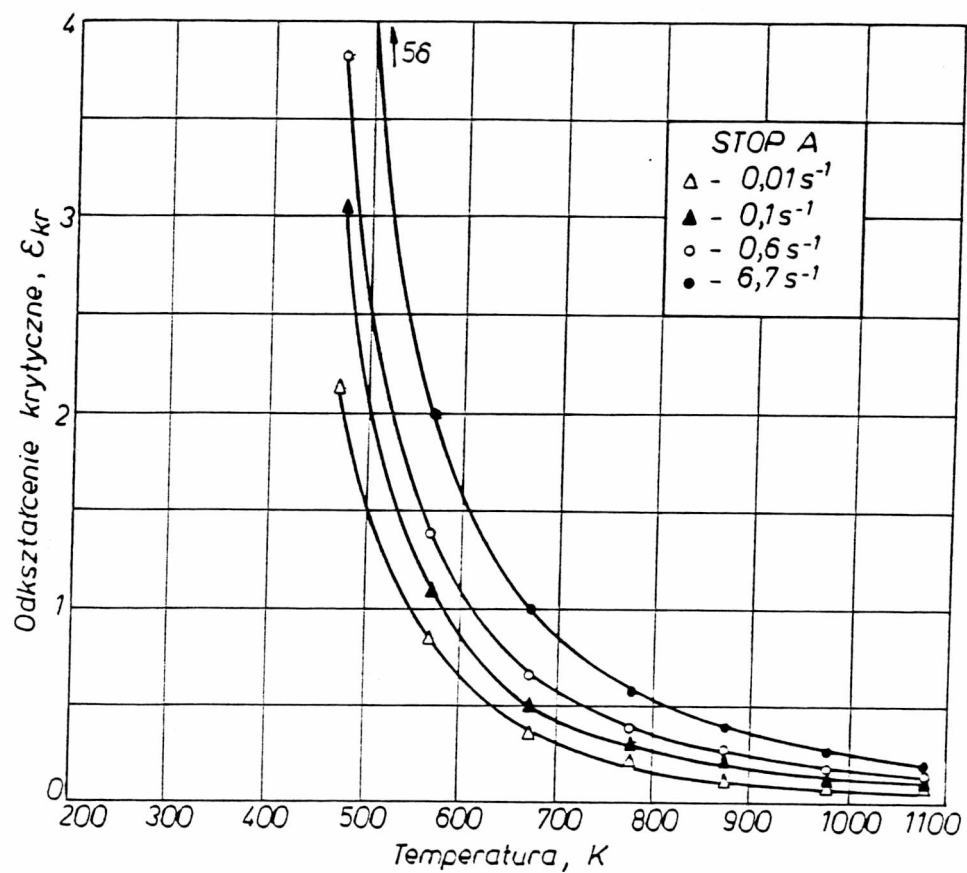
Rys.3.3.4. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla miedzi M1E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7s^{-1}$

Jak wynika z tych rysunków wzrost temperatury powoduje bardzo wyraźne obniżenie naprężenia uplastyczniającego tak, że w temperaturze 1073K jest ono bardzo niskie. Zwiększenie prędkości odkształcania wywiera na naprężenie uplastyczniające wpływ odwrotny. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na wartość maksymalnego naprężenia uplastyczniającego przedstawiono na rys.3.3.5. Przez naprężenie maksymalne rozumie się największe naprężenie jakie osiąga materiał podczas odkształcania w stałej temperaturze i ze stałą prędkością, po przekroczeniu którego następuje jego spadek wywołany rekrytalizacją dynamiczną. Na rys.3.3.5 linią przerywaną przedstawiono także największe wartości naprężenia w takich przypadkach, gdy przed osiągnięciem odkształcenia krytycznego, koniecznego do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej, następuje zniszczenie materiału. Ma to miejsce w niższych temperaturach. Z rysunku tego wynika, że najszybszy spadek naprężenia zachodzi w zakresie temperatur 500 - 600K, przy czym im mniejsza prędkość odkształcania, tym bardziej obszar ten przesuwają się w kierunku niższych temperatur.

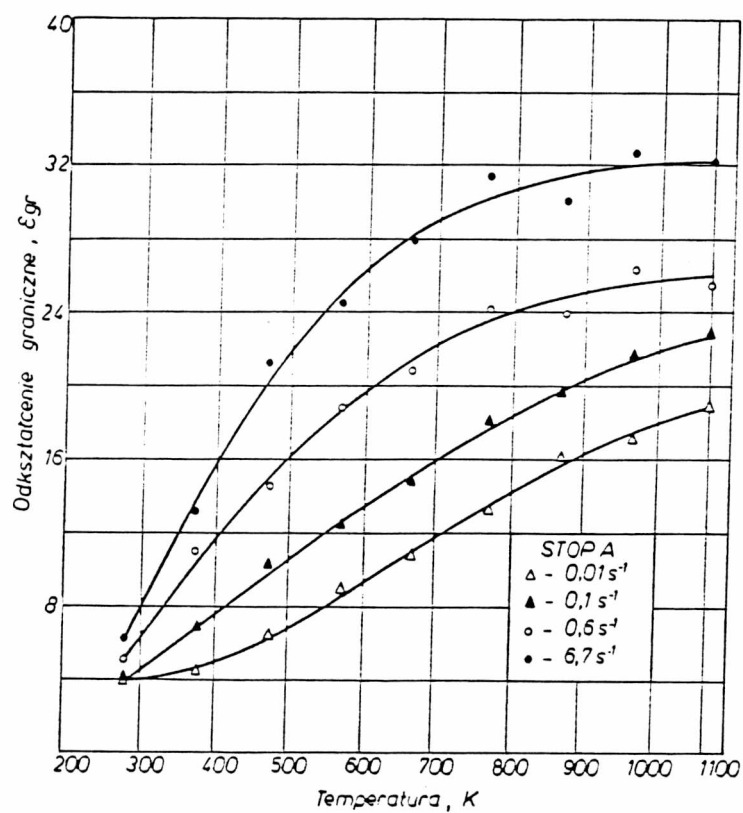
Z rys.3.3.1. - 3.3.4 wynika, że jedynie w najniższych zastosowanych temperaturach 293 i 373K nie dochodzi do rekrytalizacji dynamicznej. We wszystkich pozostałych temperaturach rekrytalizacja dynamiczna rozpoczyna się tym szybciej, im wyższa jest temperatura i im mniejsza jest prędkość odkształcania. Świadczą o tym zależności odkształcenia krytycznego od temperatury i prędkości odkształcania przedstawione na rys.3.3.6. Z rysunku tego wynika także, że wyraźne opóźnienie początku rekrytalizacji dynamicznej obserwuje się w temperaturach niższych od 550K. Badana miedź charakteryzuje się bardzo dobrą odkształcalnością, przy czym jej odkształcalność, określona odkształceniami granicznymi, zwiększa się wraz z temperaturą i prędkością odkształcania (rys.3.3.7).



Rys.3.3.5. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na największe naprężenie uplastyczniające σ_{pm} miedzi M1E



Rys.3.3.6. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenie krytyczne ϵ_{kr} miedzi M1E



Rys.3.3.7. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia graniczne ϵ_{gr} miedzi M1E

Zmiany naprężenia uplastyczniającego, spowodowane nagłą zmianą prędkości odkształcania, podano w tab.3.3.1. Zmiany te wyznaczono w postaci stosunku $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_s}$ naprężenia uplastyczniającego określonego tuż przed i po skokowej zmianie prędkości odkształcania.

Tabela 3.3.1. Wpływ skokowej zmiany prędkości odkształcania na stosunek naprężeń $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_s}$ dla miedzi M1E

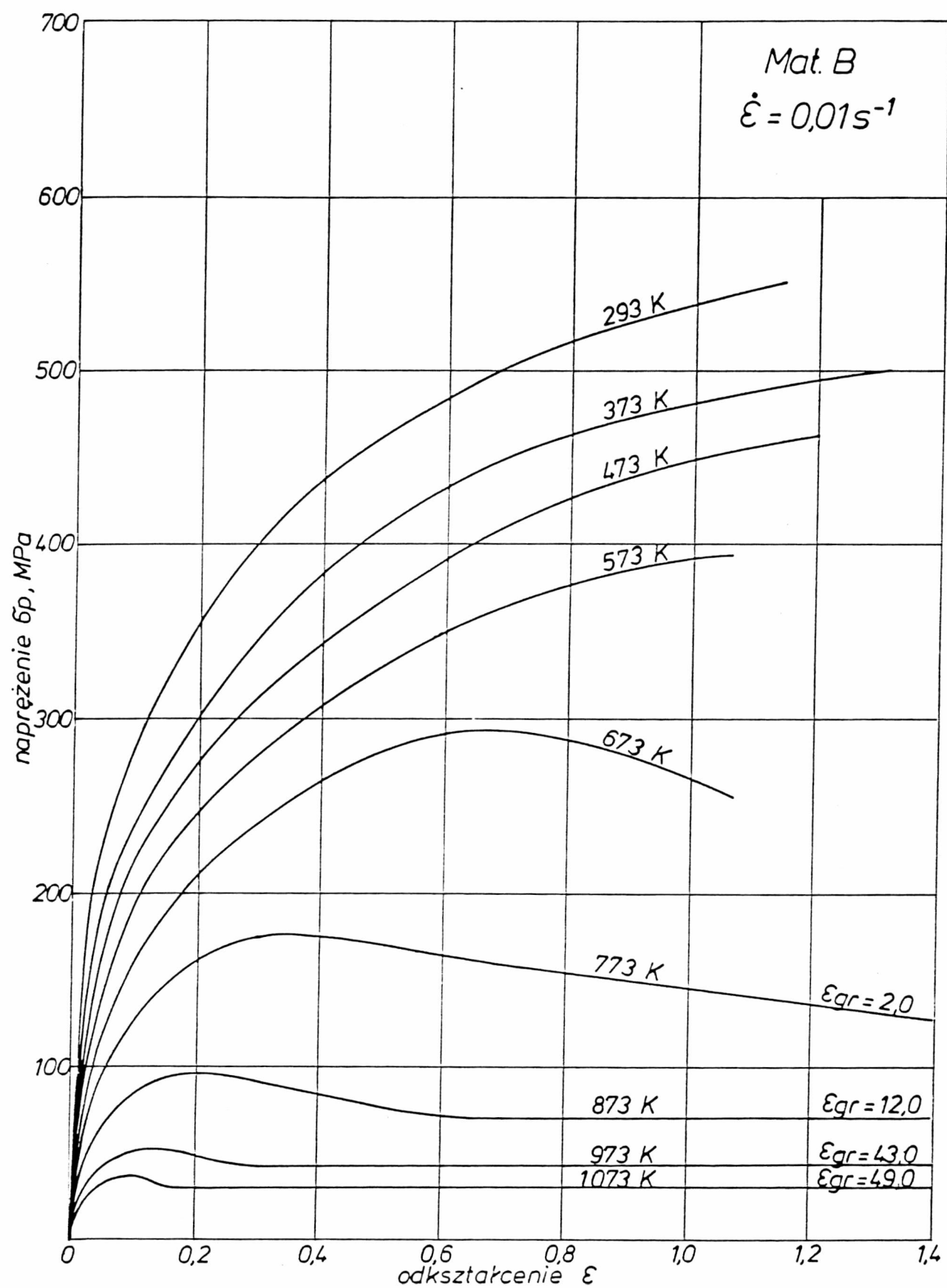
Temperatura K	ϵ	$\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_s$			
		0,01/0,1	0,1/0,6	0,6/6,7	średnia
		$\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_s}$			
293	0,1	0,938	0,949	0,941	0,943
373	0,1	0,942	0,958	0,951	0,950
573	0,1	0,935	0,948	0,942	0,942
773	0,1	0,936	0,943	0,938	0,939
973	0,1	0,880	0,900	0,875	0,885

Z tabeli tej oraz tabeli 3.4.3.8 wynika, że czułość na skokową zmianę prędkości odkształcania zależy głównie od temperatury. Największą czułość na prędkość odkształcania uzyskano w temperaturze 973K. Początkowa prędkość odkształcania, przy której dokonuje się skoku prędkości nie ma istotnego wpływu na przyrost naprężenia uplastyczniającego.

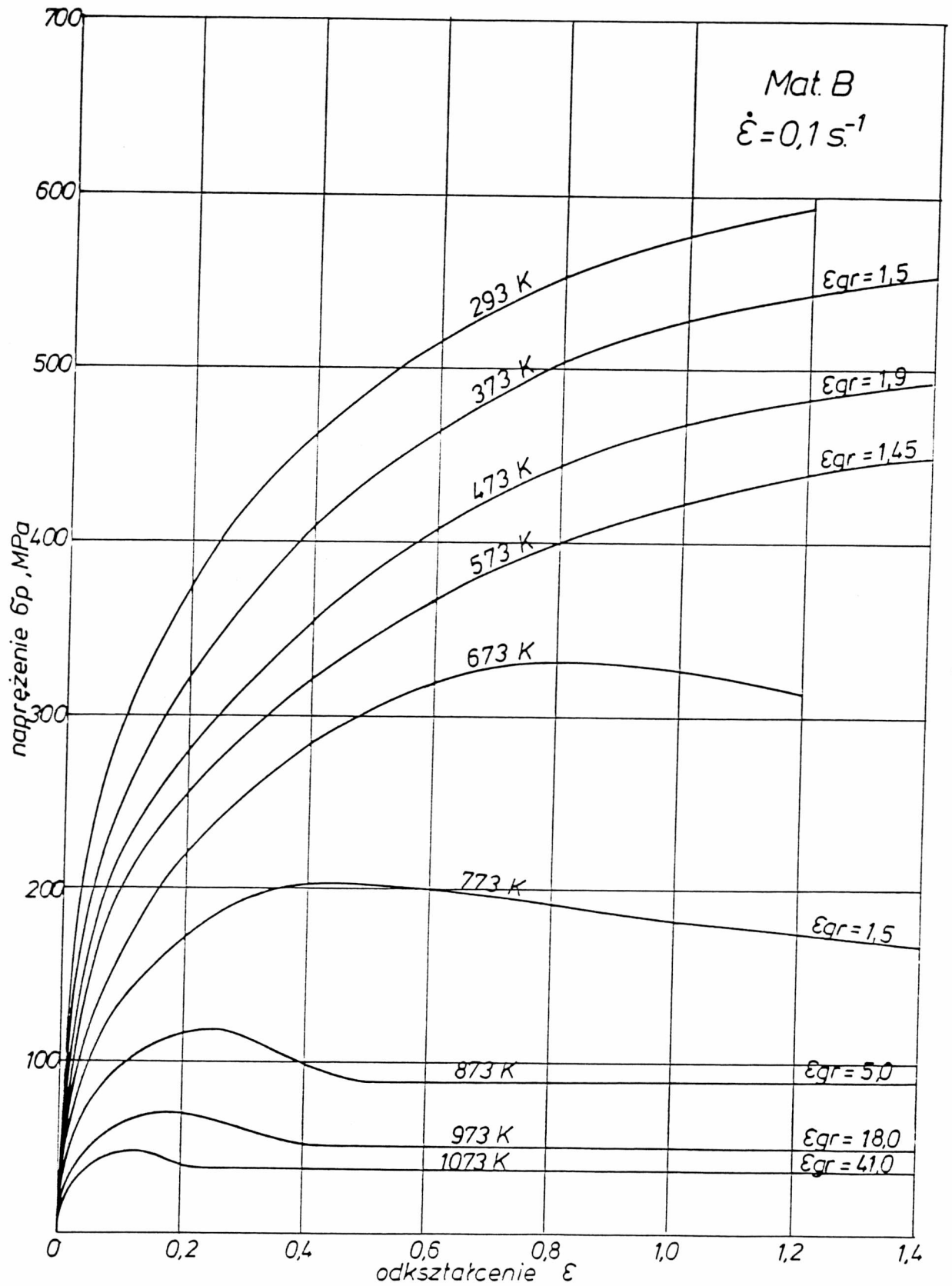
3.3.2. Stop B (Cu - 3,86% Si)

Zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcania dla stopu B, uzyskane przy prędkościach odkształcania 0,01, 0,1, 0,6 i $6,7\text{s}^{-1}$, przedstawiono odpowiednio na rys.3.3.8 - 3.3.11.

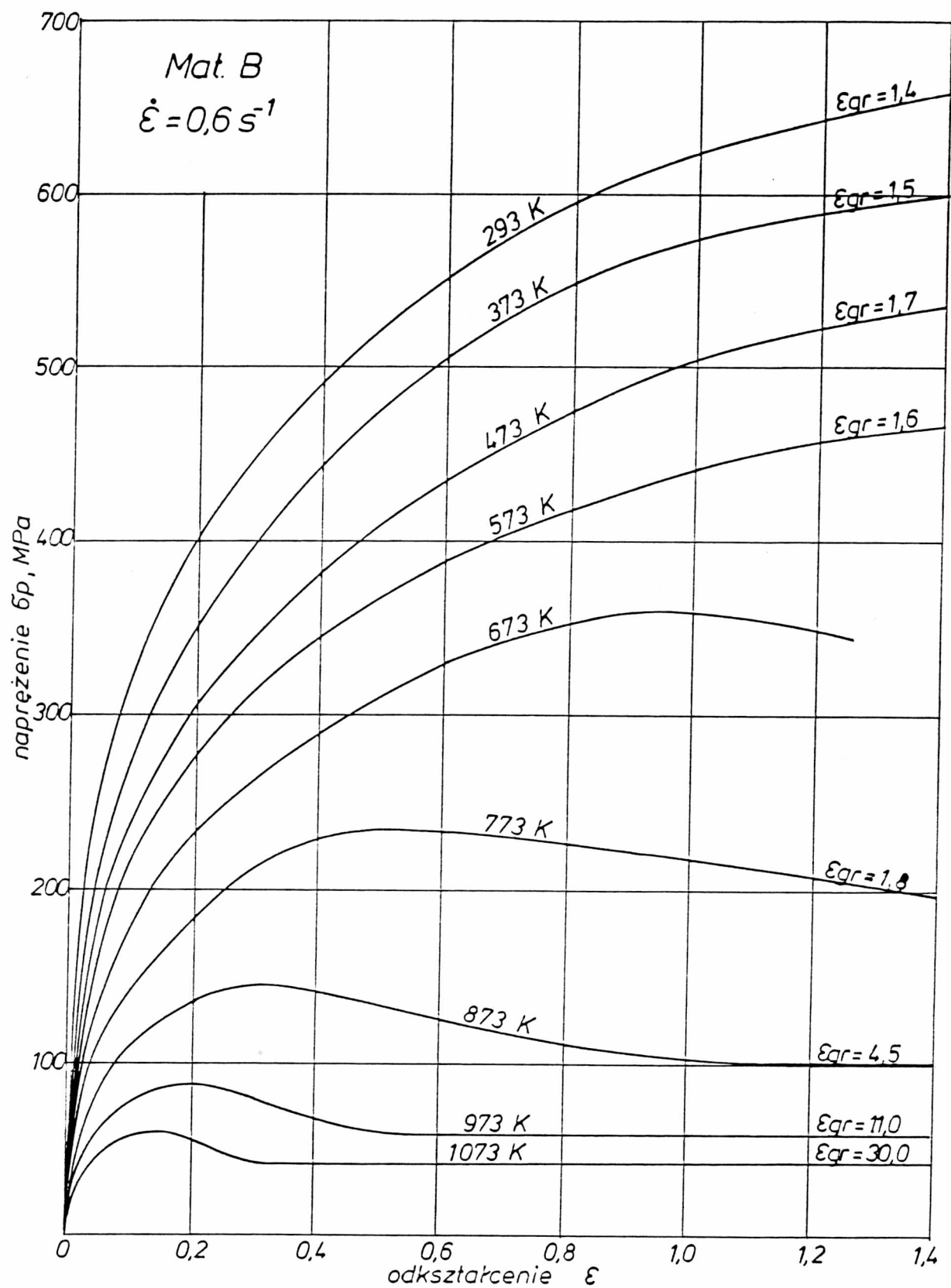
Jak wynika z tych rysunków, wzrost temperatury, odwrotnie niż zwiększenie prędkości odkształcania, powoduje obniżenie naprężenia uplastyczniającego. Gradient spadku maksymalnego naprężenia uplastyczniającego względem temperatury jest największy w zakresie temperatur 600-700K, przyczym jest on bardziej równomiernie rozłożony niż dla miedzi (rys.3.3.5). Podobnie jak w przypadku miedzi, zmniejszenie prędkości odkształcania powoduje przesunięcie tego obszaru w kierunku niższych temperatur (rys.3.3.12).



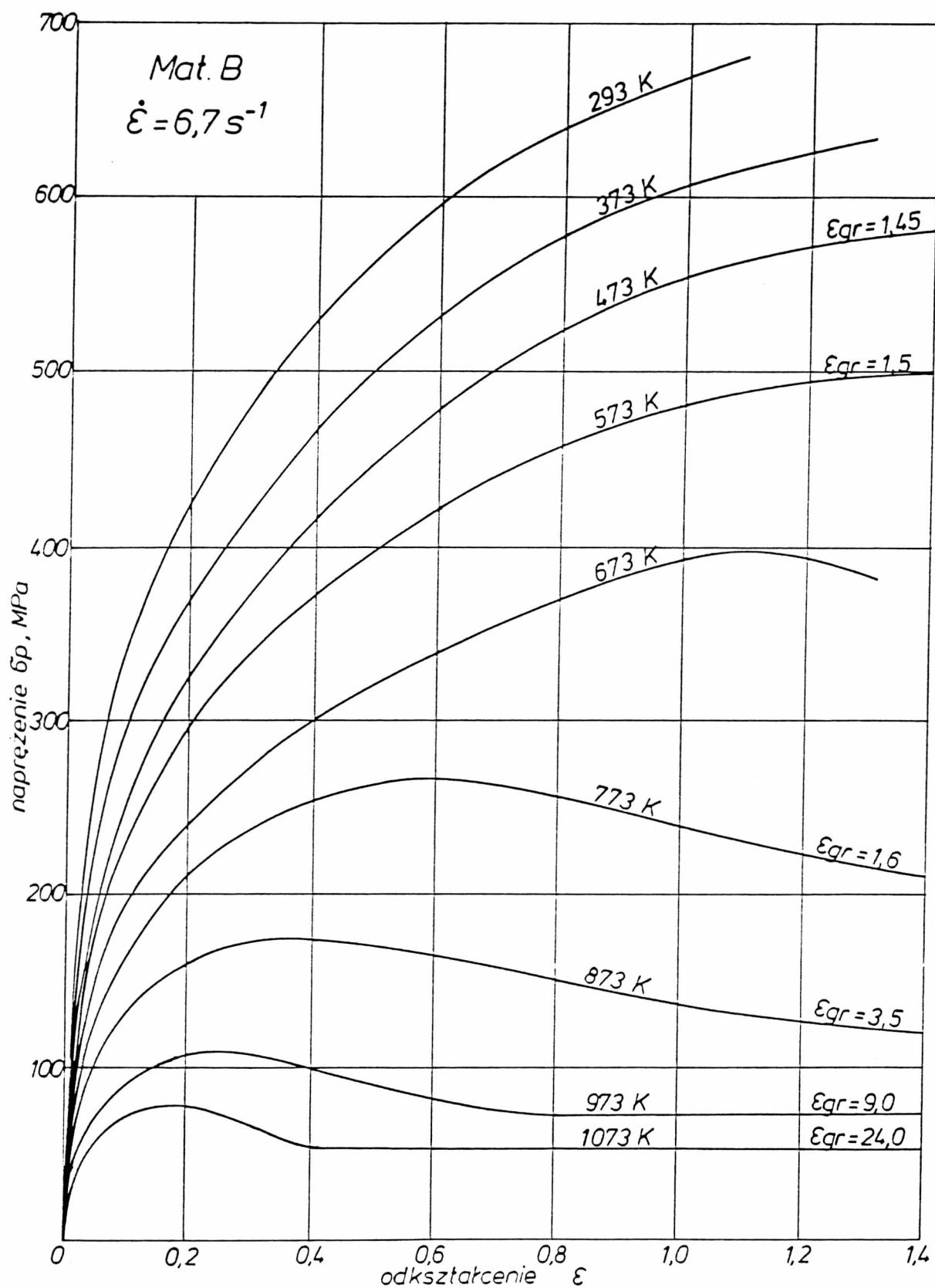
Rys.3.3.8. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu B uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01 s^{-1}$



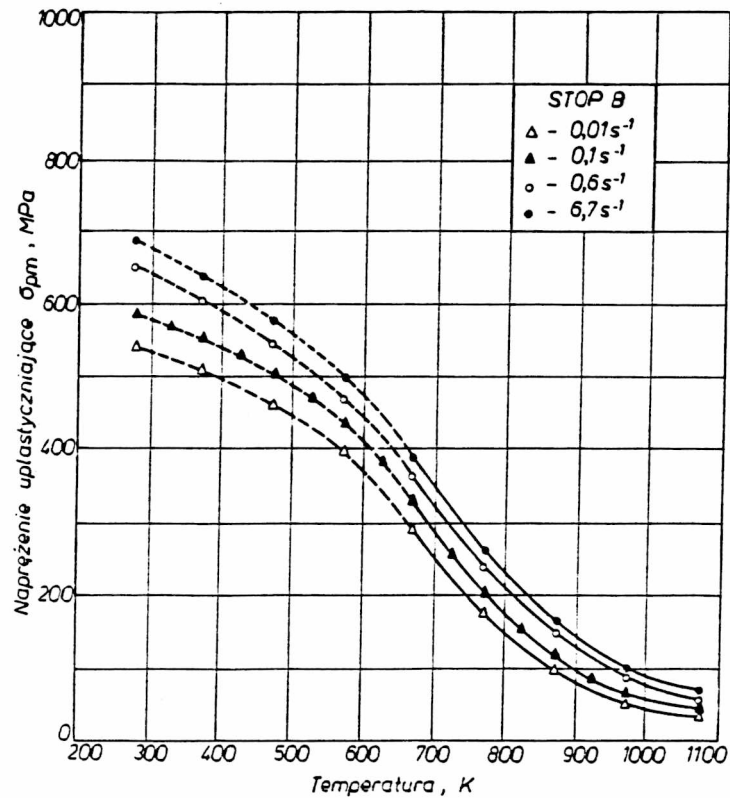
Rys.3.3.9. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu B uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$



Rys.3.3.10. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu B uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,6 \text{ s}^{-1}$



Rys.3.3.11. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu B uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7 \text{ s}^{-1}$



Rys.3.3.12. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na największe napężenie uplastyczniające σ_{pm} stopu B

W dolnym zakresie temperatur 293 - 573K zachodzi jedynie umocnienie i starzenie odkształceniowe oraz zdrowienie dynamiczne. Charakterystyczne struktury tego stopu odkształcanego w dwóch różnych temperaturach przedstawiono na rys.3.3.13 i 3.3.14.



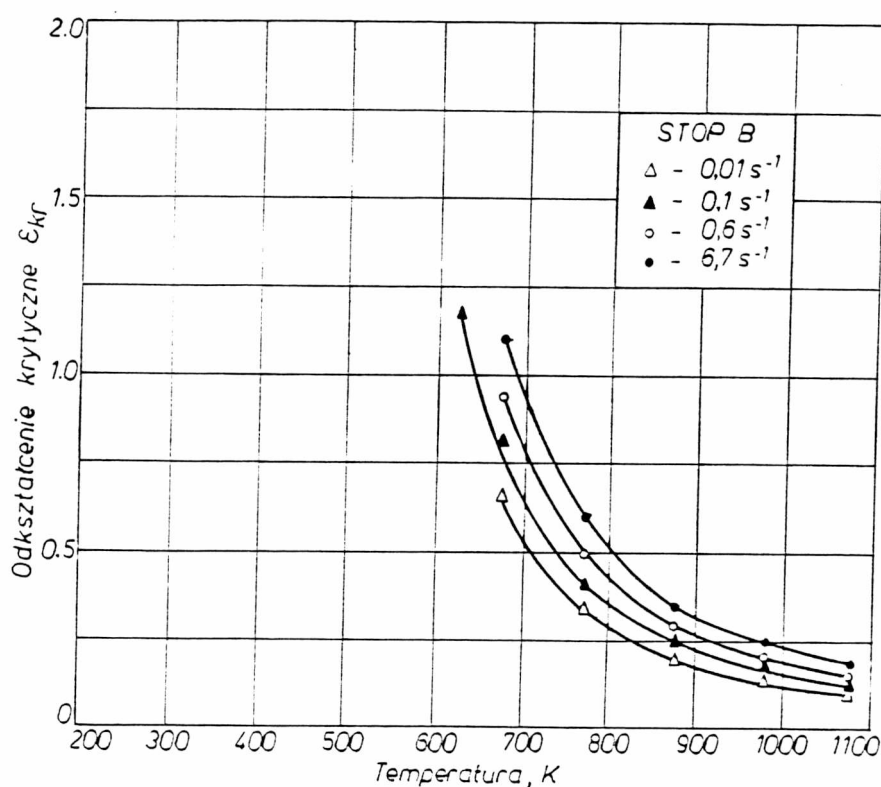
Rys.3.3.13. Struktura stopu B odkształconego do $\epsilon = 1,23$ z prędkością $0,01s^{-1}$ w temp,293K, pow.x100



Rys.3.3.14. Struktura stopu B odkształconego do $\epsilon = 1,32$ z prędkością $0,6s^{-1}$ w temp,393K, pow.x100

Rekrytalizacja dynamiczna rozpoczyna się w temperaturze 673K, a przy prędkości odkształcania $\varepsilon = 0,1s^{-1}$ w temperaturze 623K (rys.3.3.8 - 3.3.12). Przebieg rekrytalizacji dynamicznej obrazuje zależność odkształceń krytycznych od temperatury i prędkości odkształcania przedstawiona na rys.3.3.15. Z rysunku tego wynika, że w wysokich temperaturach do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej potrzebne jest nieduże odkształcenie. W miarę postępującego odkształcania po przekroczeniu odkształcenia krytycznego zwiększa się udział drobnych, zrekrystalizowanych ziaren, których rozmiary ustalają się na poziomie charakterystycznym dla ustalonego płynięcia plastycznego.

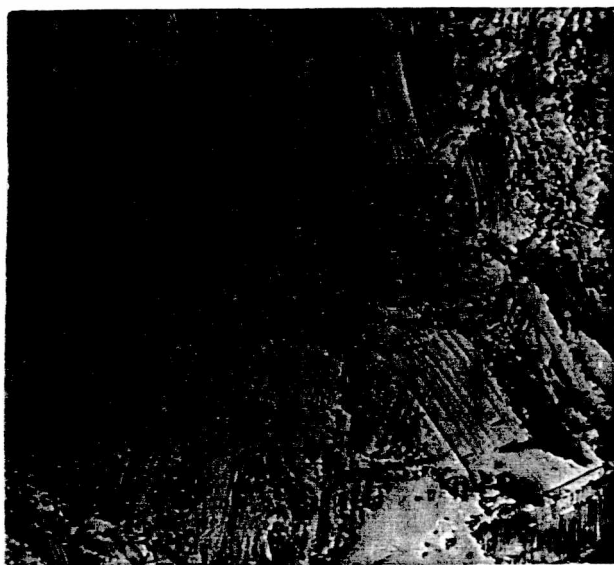
Odształcenia graniczne brązu B aż do temperatury około 800K są stosunkowo nieduże, po przekroczeniu tej temperatury gwałtownie rosną, osiągając największe wartości w temperaturze 1073K, przy najmniejszej prędkości odkształcania (rys.3.3.20).



Rys.3.3.15. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenie krytyczne stopu B

Wzrost naprężenia uplastyczniającego stopu B spowodowany nagłymi zmianami prędkości odkształcania podano w tabeli 3.3.2.

Jak wynika z tej tabeli oraz z tabeli 3.4.3.8 wpływ początkowej prędkości odkształcania na zmianę naprężenia uplastyczniającego jest nieznaczny, tak, że bez popełnienia istotnego błędu można posługiwać się wartościami uśrednionymi. Największą czułość stopu B na skokową zmianę prędkości odkształcania obserwuje się w najwyższych stosowanych temperaturach.



Rys.3.3.16. Struktura stopu B odkształconego do $\varepsilon = 0,57$ z prędkością $0,1s^{-1}$ w temp. 873K. Widoczne drobne zrekrytalizowane ziarna, pow.x100



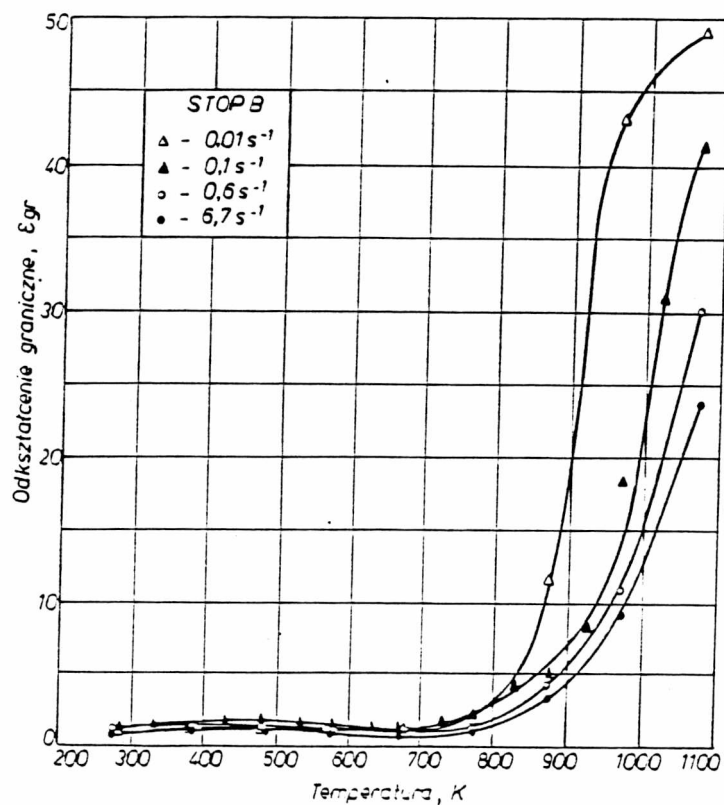
Rys.3.3.17. Struktura stopu B odkształconego do $\varepsilon = 2,43$ z prędkością $0,1s^{-1}$ w temp. 873K. Widoczne liczne, drobne zrekrytalizowane ziarna, pow.x100



Rys.3.3.18. Struktura stopu B odkształconego do $\varepsilon = 2,24$ z prędkością $0,1s^{-1}$ w temp. 1073K. Struktura niemal w pełni zrekrytalizowana, pow.x100



Rys.3.3.19. Struktura stopu B odkształconego do $\varepsilon = 35,96$ z prędkością $0,1s^{-1}$ w temp. 1073K. Obserwuje się rozrost zrekrytalizowanych ziaren, pow.x100



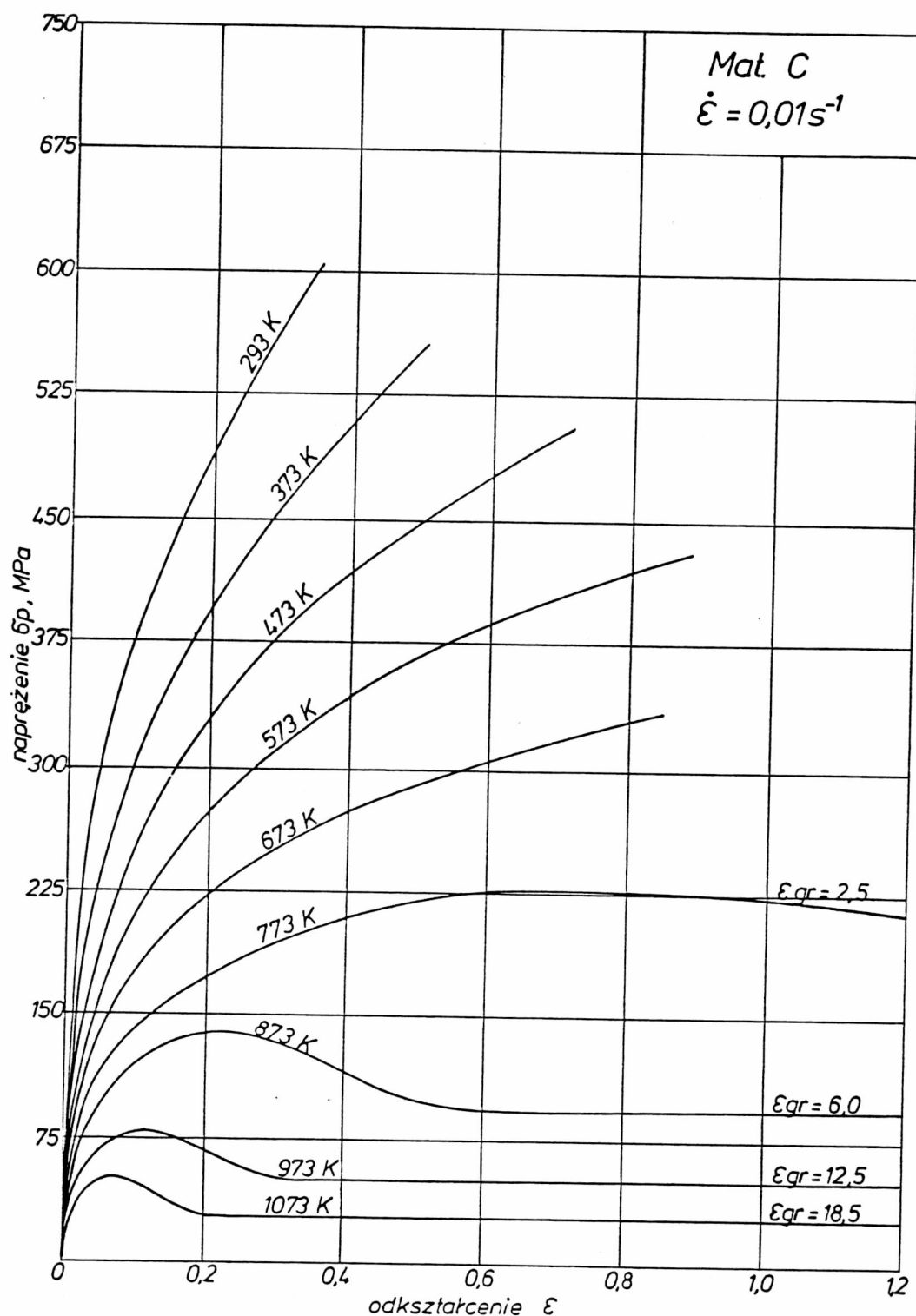
Rys.3.3.20. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia graniczne stopu B

Tabela 3.3.2. Wpływ skokowej zmiany prędkości odkształcania na stosunek naprężeń $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$ dla stopu B

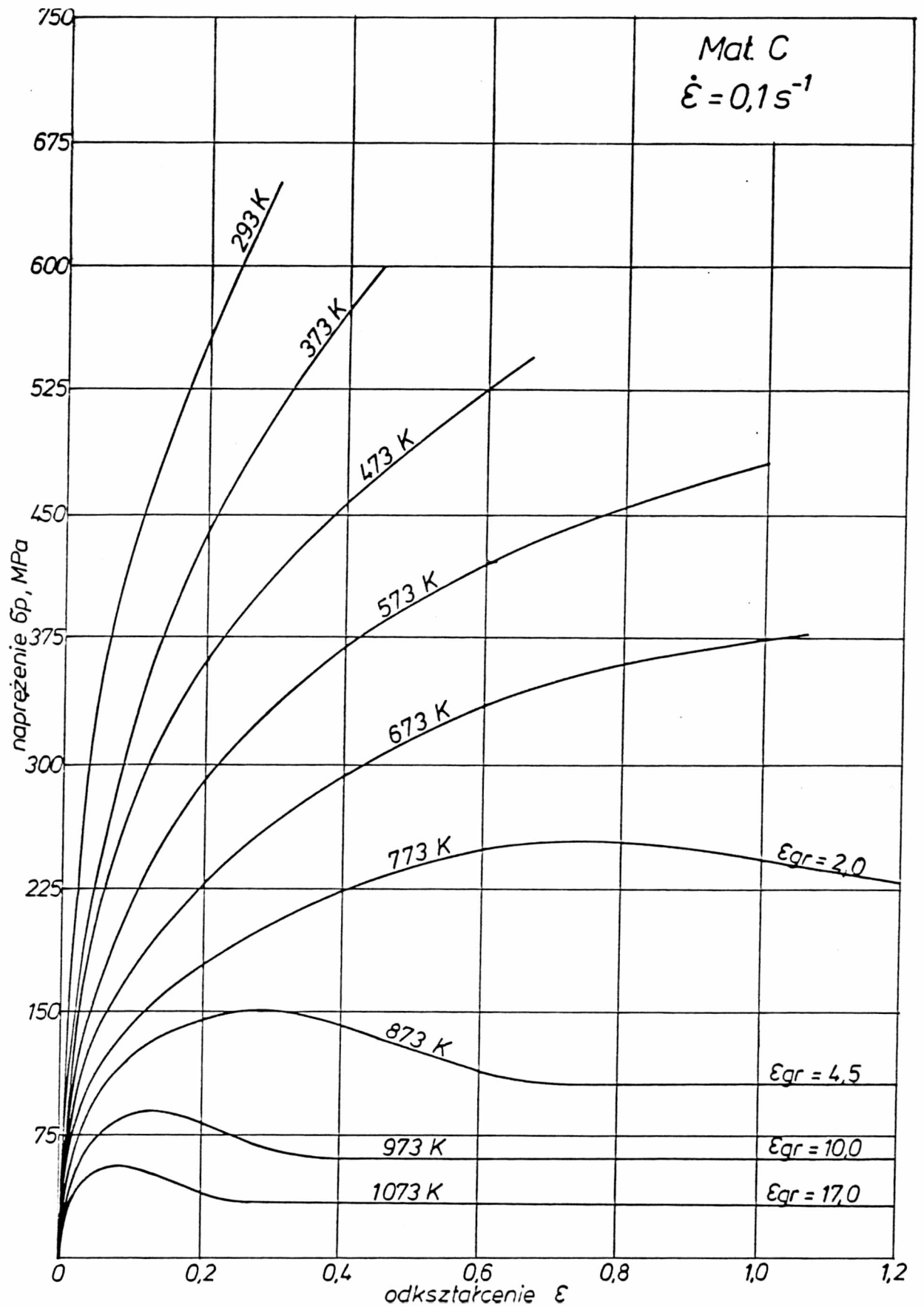
Temperatura K	ϵ	$\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_s$			
		0,01/0,1	0,1/0,6	0,6/6,7	średnia
		$\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$			
293	0,1	0,966	0,973	0,965	0,968
373	0,1	0,969	0,965	0,956	0,963
573	0,1	0,965	0,982	0,963	0,970
773	0,1	0,950	0,954	0,956	0,953
973	0,1	0,810	0,914	0,908	0,911

3.3.3. Stop C (Cu - 4,63% Si)

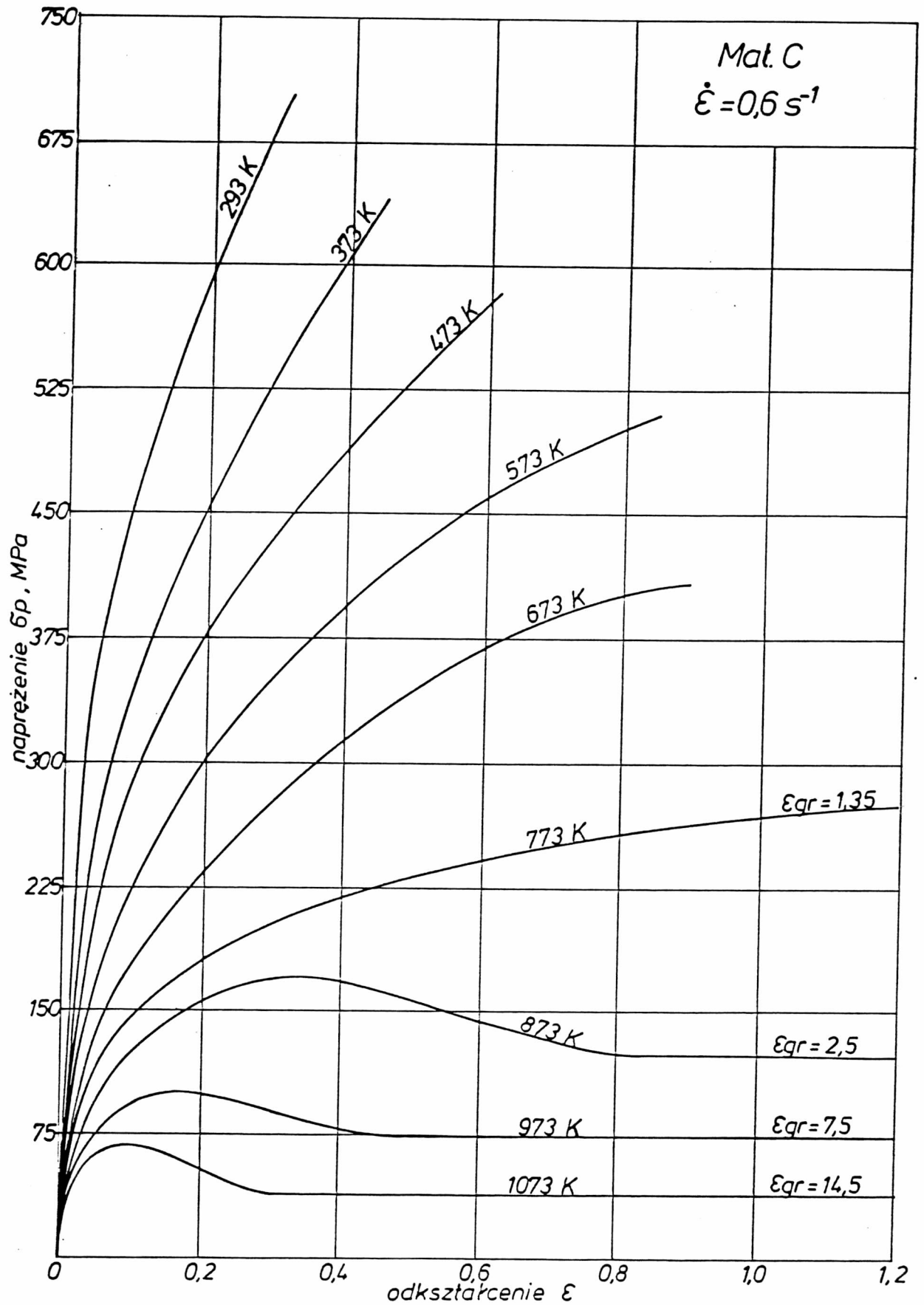
Wpływ temperatury na przebiegi krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie dla stopu C określone przy prędkościach odkształcania $0,01$, $0,1$, $0,6$ i $6,7s^{-1}$ przedstawiono odpowiednio na rys.3.3.21 - 3.3.24.



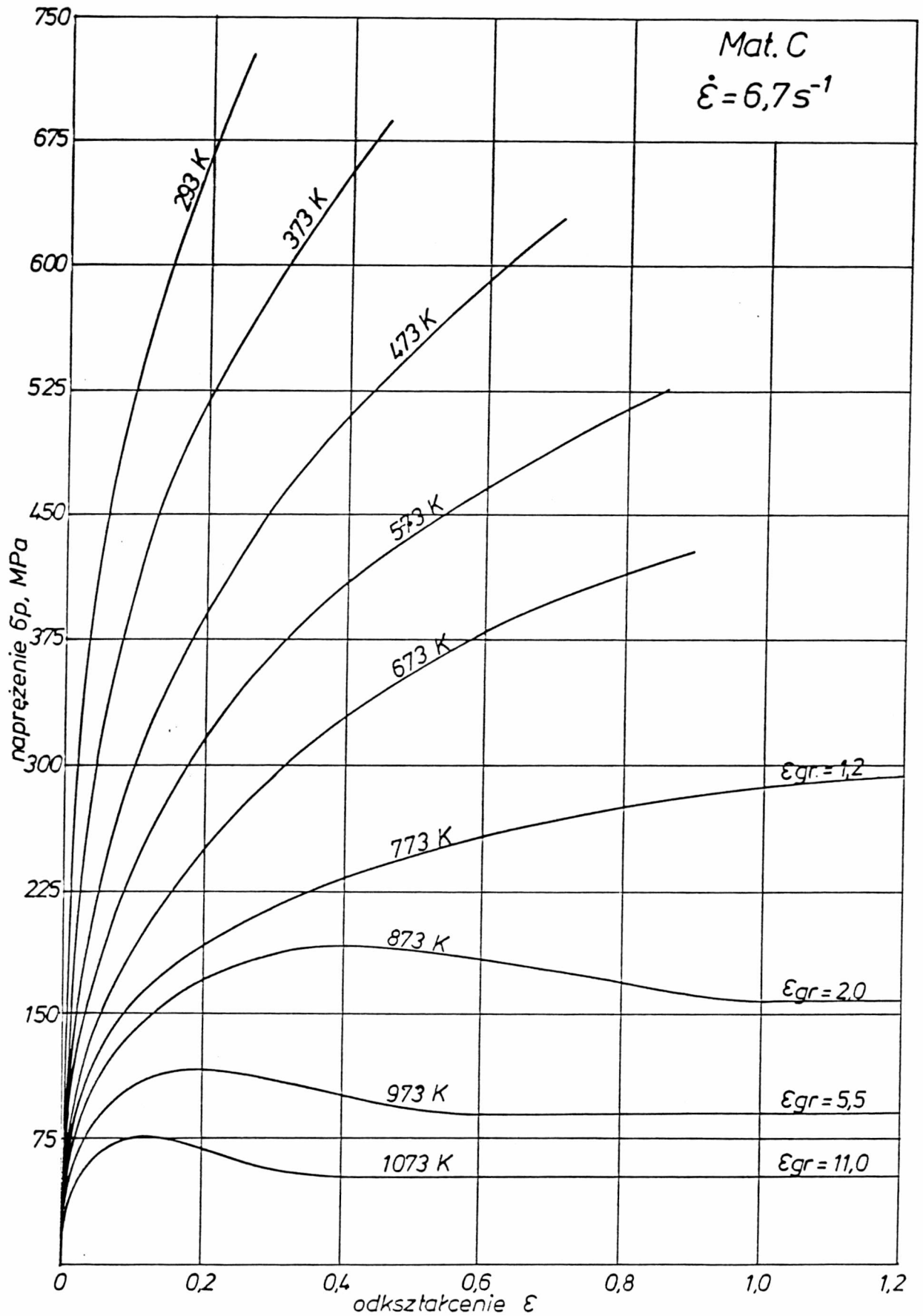
Rys.3.3.21. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu C uzyskane w różnych temperaturach przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$



Rys.3.3.22. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu C uzyskane w różnych temperaturach przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$



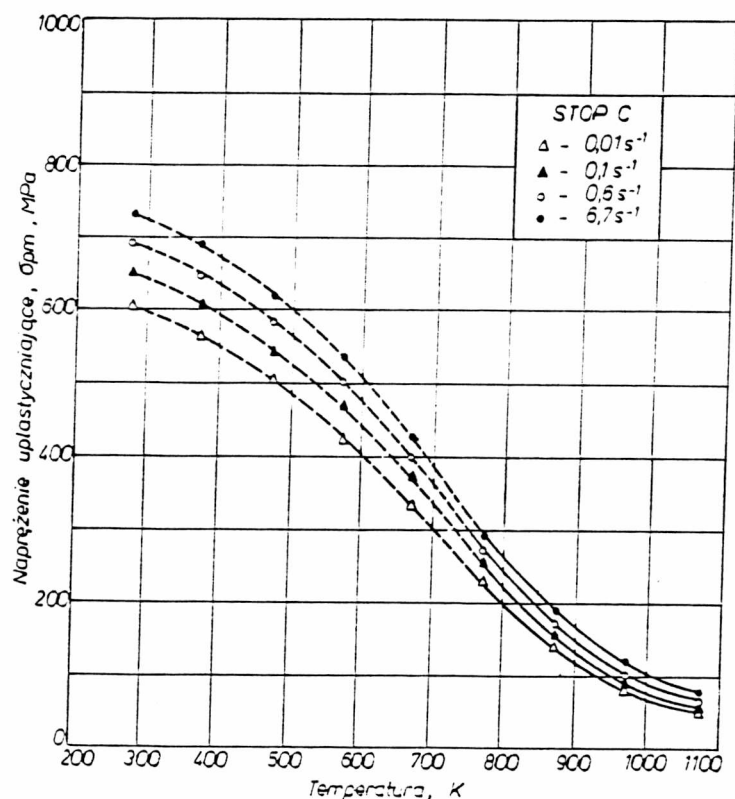
Rys.3.3.23. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu C uzyskane w różnych temperaturach przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,6 \text{ s}^{-1}$



Rys.3.3.24. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu C uzyskane w różnych temperaturach przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7 \text{ s}^{-1}$

Jak wynika z tych rysunków wzrost temperatury w zakresie 293 - 1073K bardziej wpływa na obniżenie naprężenia uplastyczniającego aniżeli zmniejszenie prędkości odkształcania od $6,7s^{-1}$ do $0,01s^{-1}$. Najwyższy spadek naprężenia uplastyczniającego wraz z temperaturą zachodzi w zakresie temperatur 650 - 750K, przy czym prędkość odkształcania nie wywiera istotnego wpływu na ten zakres temperatur (rys.3.3.25).

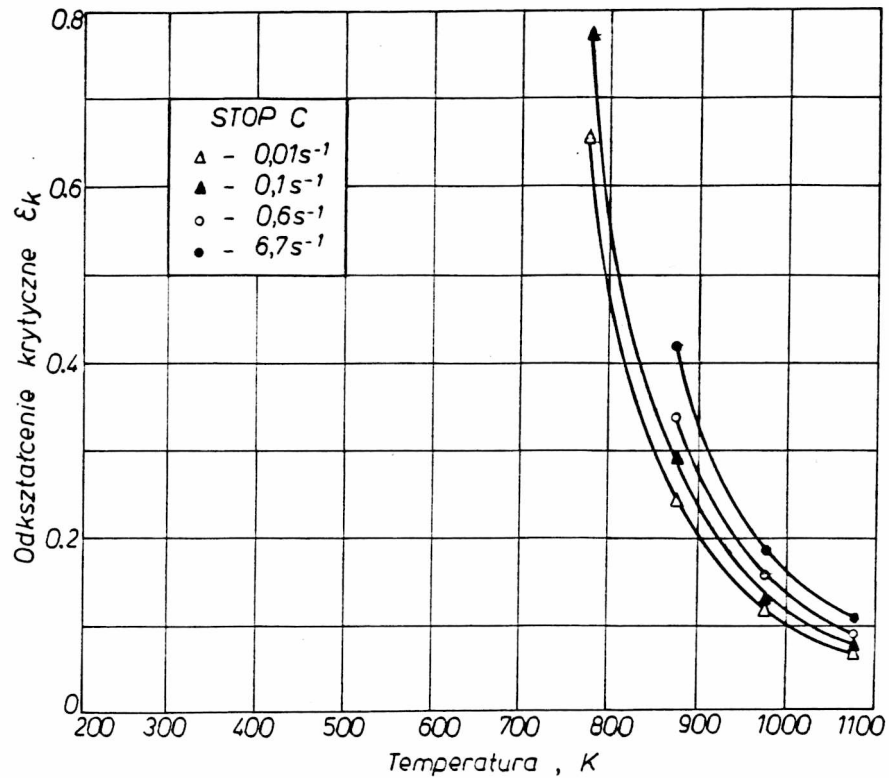
Jak duży jest wpływ temperatury na naprężenie uplastyczniające świadczy fakt, że wzrost temperatury z 293 do 1073K powoduje około 15-krotny spadek naprężenia, podczas gdy obniżenie prędkości odkształcania z 6,7 do $0,01s^{-1}$ powoduje tylko 1,2-krotny spadek naprężenia.



Rys.3.3.25. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na największe naprężenie uplastyczniające stopu C

W zakresie temperatur 293 - 673K przy małych prędkościach odkształcania $0,01$ i $0,1s^{-1}$ nie dochodzi do rekrytalizacji dynamicznej, zwiększenie prędkości odkształcania do $0,6$ i $6,7s^{-1}$ powoduje rozszerzenie tego zakresu temperatur do 773K. Odkształcenia krytyczne, obrazujące początek rekrytalizacji dynamicznej, szybko zwiększają się z obniżeniem temperatury i zwiększeniem prędkości odkształcania (rys.3.3.26).

Przebiegi naprężenia uplastyczniającego znajdują pełne potwierdzenie w badaniach strukturalnych. Na przykład stop C o strukturze wyjściowej przedstawionej na rys.3.3.27-3.3.29 po odkształceniu w temperaturze 773K z prędkością $0,6s^{-1}$ do $\epsilon = 0,5$ nie wykazuje jeszcze widocznych śladów rekrytalizacji dynamicznej, lecz wyraźnie zdeformowane ziarna faz α i κ (rys.3.3.30). Natomiast poddany odkształceniu w temperaturze 973K do $\epsilon = 7,3$



Rys.3.3.26. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia krytyczne stopu C

(rys.3.3.31), czy w 1073K do $\epsilon = 14,3$ (rys.3.3.32) z prędkością $0,6s^{-1}$ posiada w pełni zrekrystalizowaną strukturę, o czym świadczy znaczne jej rozdrobnienie w porównaniu do struktury wyjściowej (rys.3.3.27).



Rys.3.3.27. Struktura stopu C przed rozpoczęciem odkształcania, pow.x150

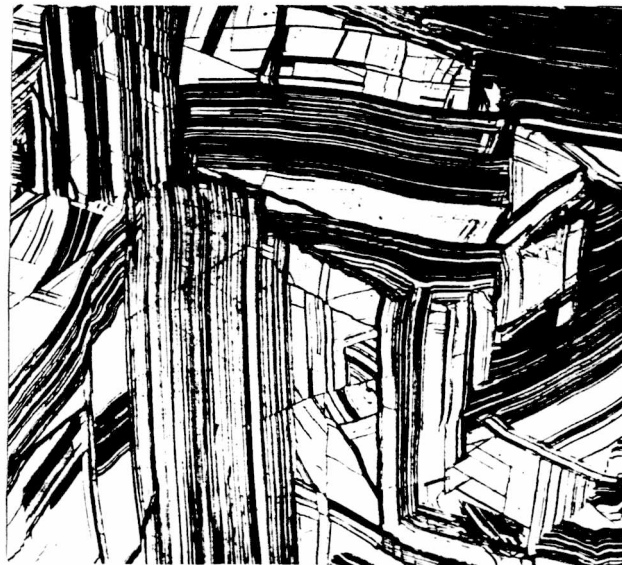


Rys.3.3.28. Nieliczne błędy ułożenia w fazie α w stopie C, pow. x35 000

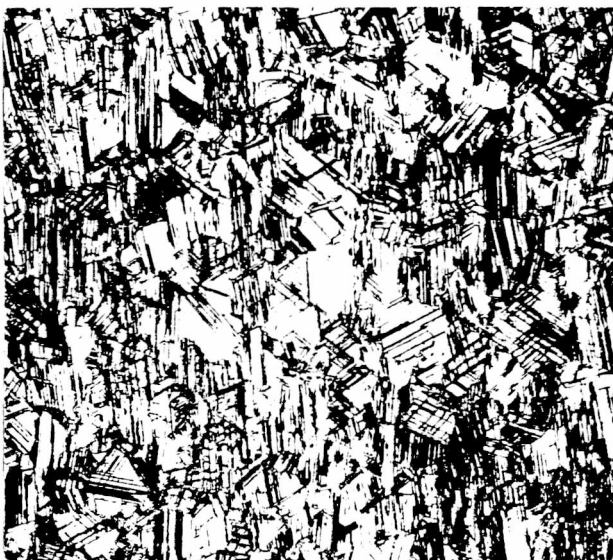
Podatność do odkształceń plastycznych stopu C aż do temperatury około 800K jest nieduża, przy dalszym wzroście temperatury wyraźnie zwiększa się, co obrazuje rys.3.3.33. Również obniżenie prędkości odkształcania w wysokich temperaturach znacznie zwiększa odkształcalność stopu C.



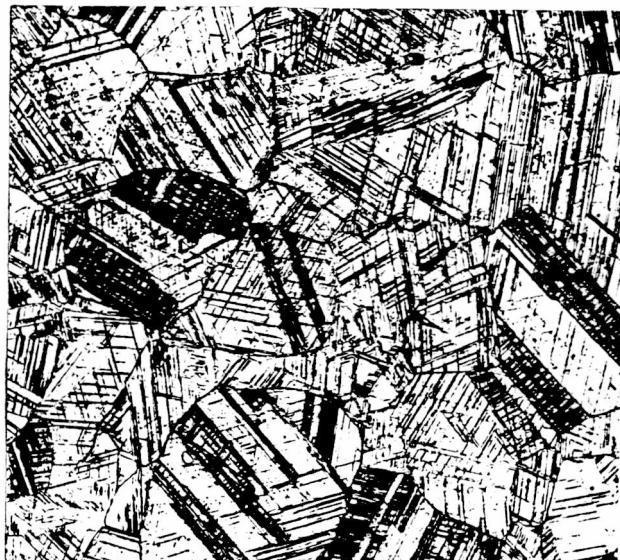
Rys.3.3.29. Błędy ułożenia w fazie α w stopie C, pow.x51 000



Rys.3.3.30. Struktura stopu C odkształconego do $\epsilon=0,5$ z prędkością $0,6s^{-1}$ w temp. 773K, pow.x150

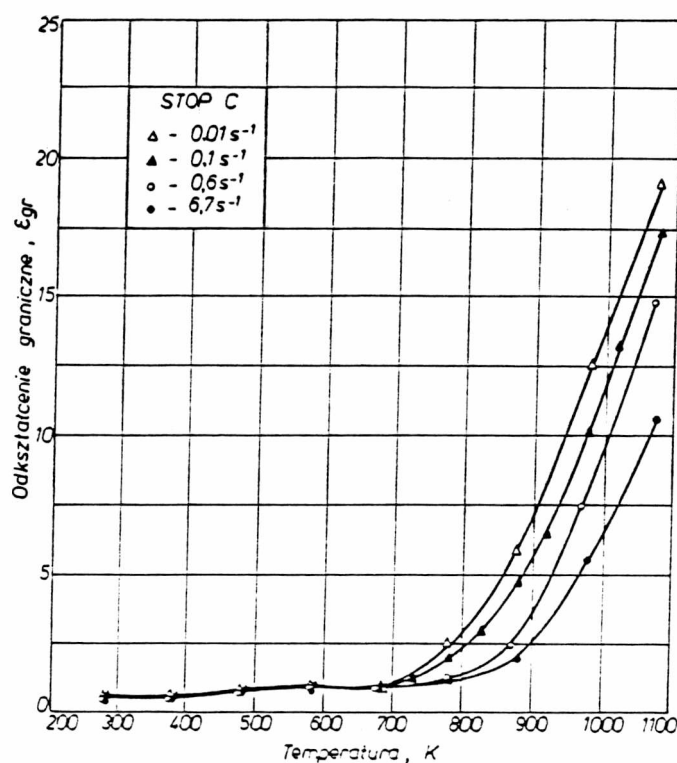


Rys.3.3.31. Struktura stopu C odkształconego do $\epsilon=7,3$ z prędkością $0,6s^{-1}$ w temp. 973K, pow.x150



Rys.3.3.32. Struktura stopu C odkształconego do $\epsilon=14,3$ z prędkością $0,6s^{-1}$ w temp. 1073K, pow.x150

Wzrost naprężenia uplastyczniającego stopu C spowodowany nagłymi zmianami prędkości odkształcania podano w tabeli 3.3.3.



Rys.3.3.33. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia graniczne stopu C

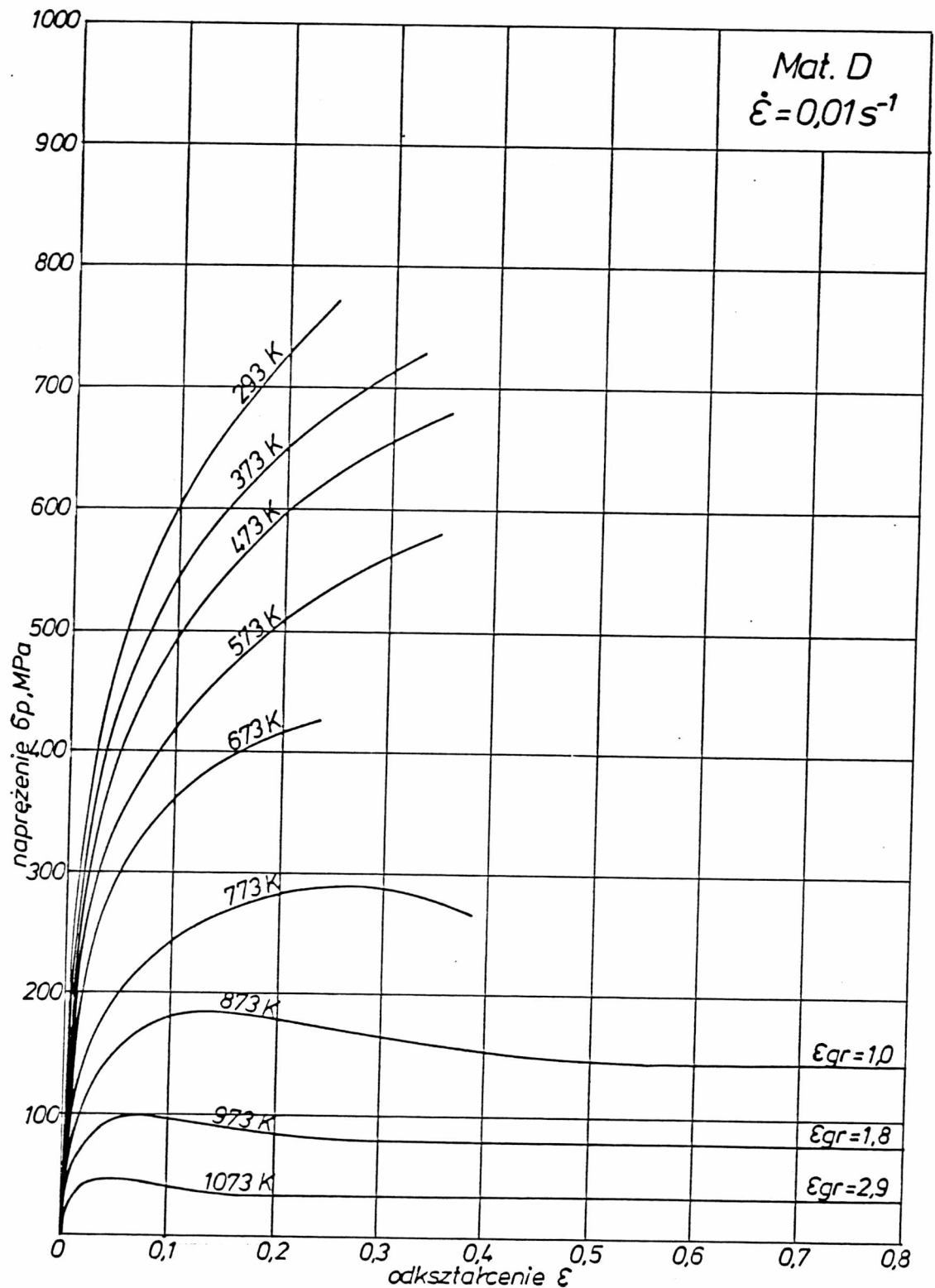
Tabela 3.3.3. Wpływ skokowej zmiany prędkości odkształcania na stosunek naprężeń $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$ dla stopu C

Temperatura K	ϵ	$\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_s$			
		0,01/0,1	0,1/0,6	0,6/6,7	średnia
		$\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$			
293	0,1	0,954	0,956	0,940	0,953
373	0,1	0,959	0,967	0,954	0,960
573	0,1	0,984	0,982	0,977	0,981
773	0,1	0,981	0,985	0,979	0,980
973	0,1	0,950	0,960	0,925	0,945

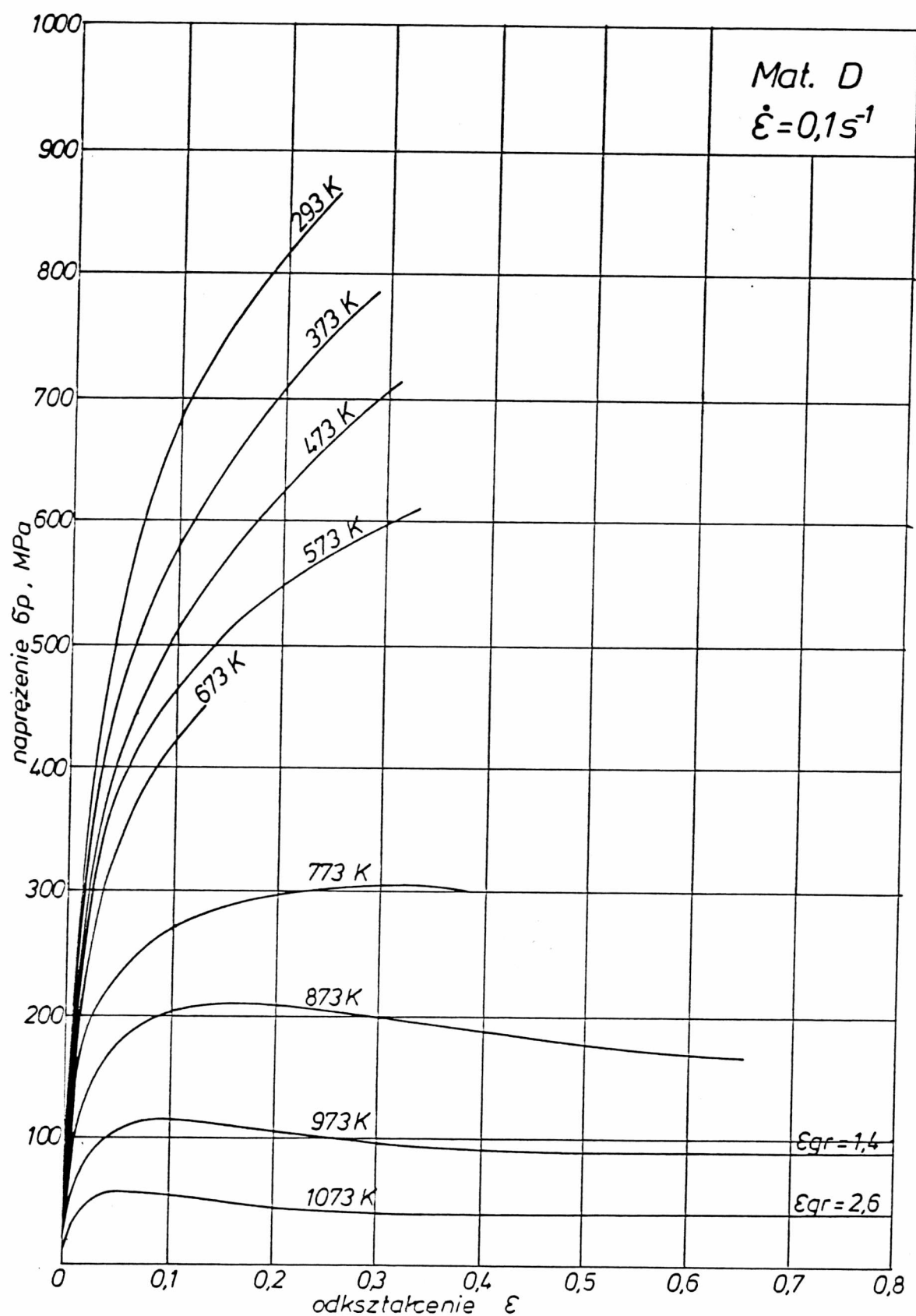
Jak wynika z tej tabeli oraz z tabeli 3.4.3.8, podobnie jak dla materiałów A i B, wzrost naprężenia uplastyczniającego przy skokowej zmianie prędkości odkształcania nie zależy od prędkości początkowej. Największą czułością na prędkość odkształcania charakteryzuje się stop C w temperaturach 973 i 293K. W pośrednich temperaturach zmniejszenie czułości na prędkość odkształcania jest spowodowane najprawdopodobniej oddziaływaniem starzenia odkształceniowego.

3.3.4. Stop D (Cu - 5,2% Si)

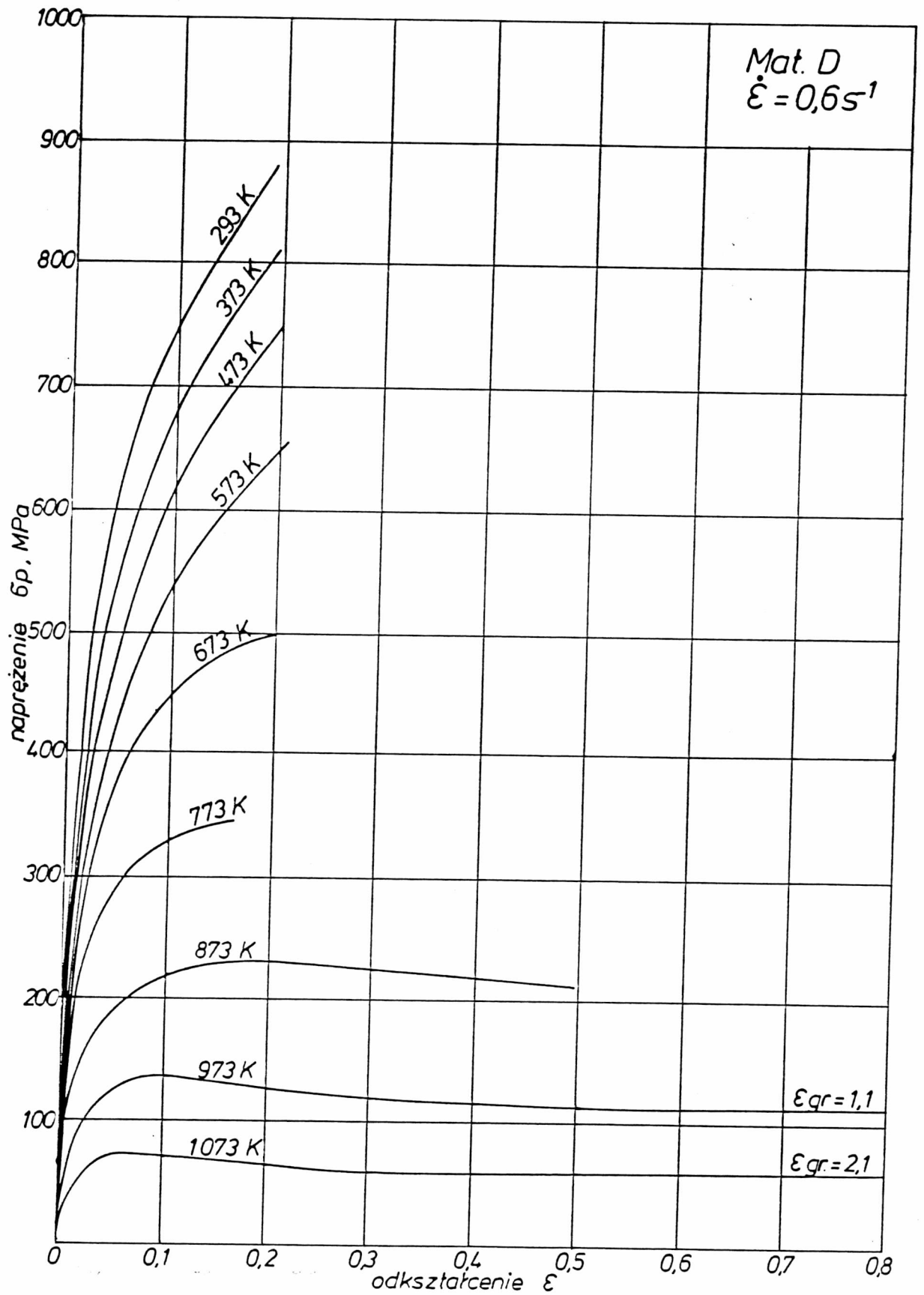
Wpływ temperatury na przebiegi krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie dla stopu D otrzymane przy prędkościach odkształcania 0,01, 0,1, 0,6 i 6,7s⁻¹ przedstawiono odpowiednio na rys.3.3.34 - 3.3.37.



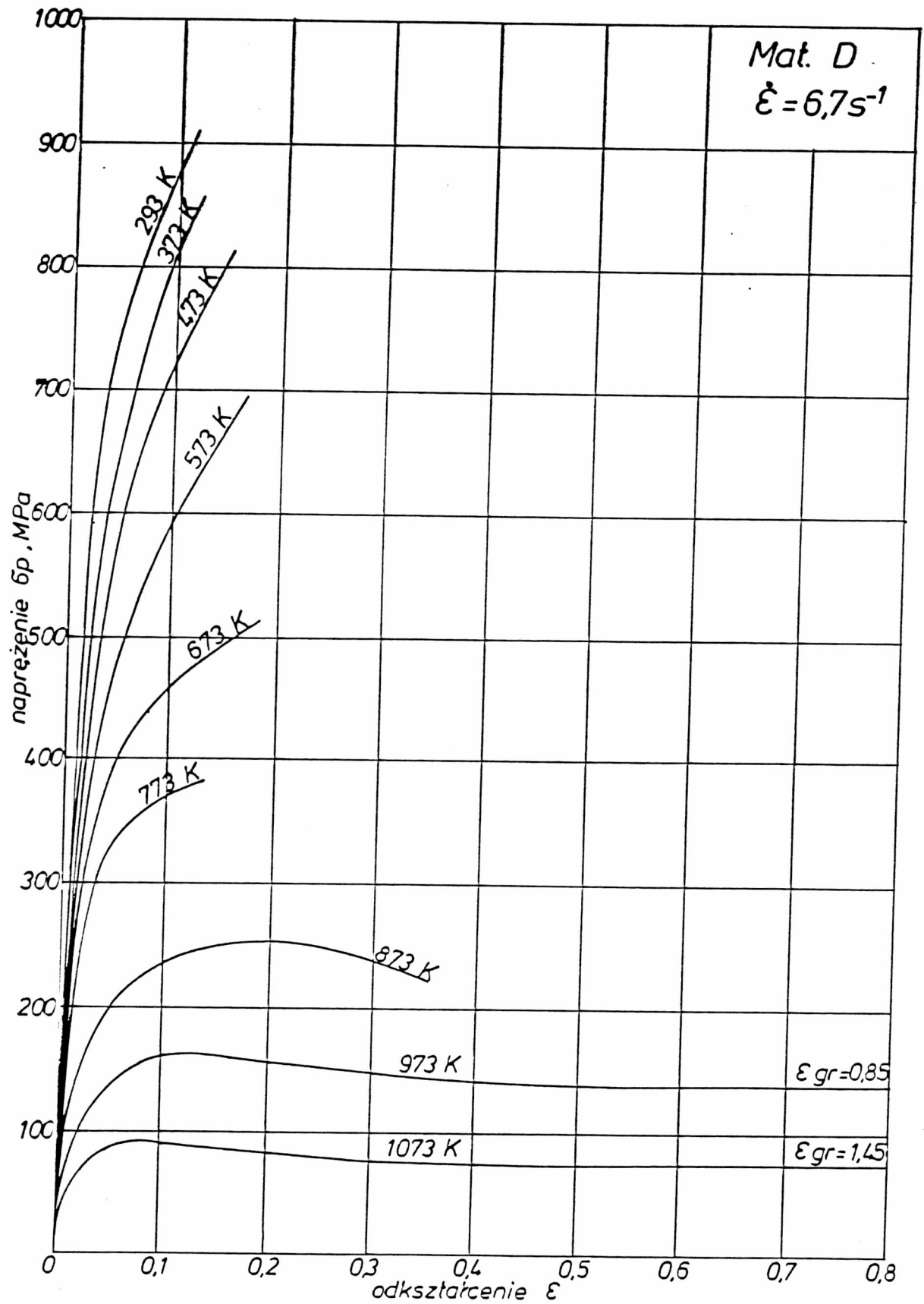
Rys.3.3.34. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu D uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01 s^{-1}$



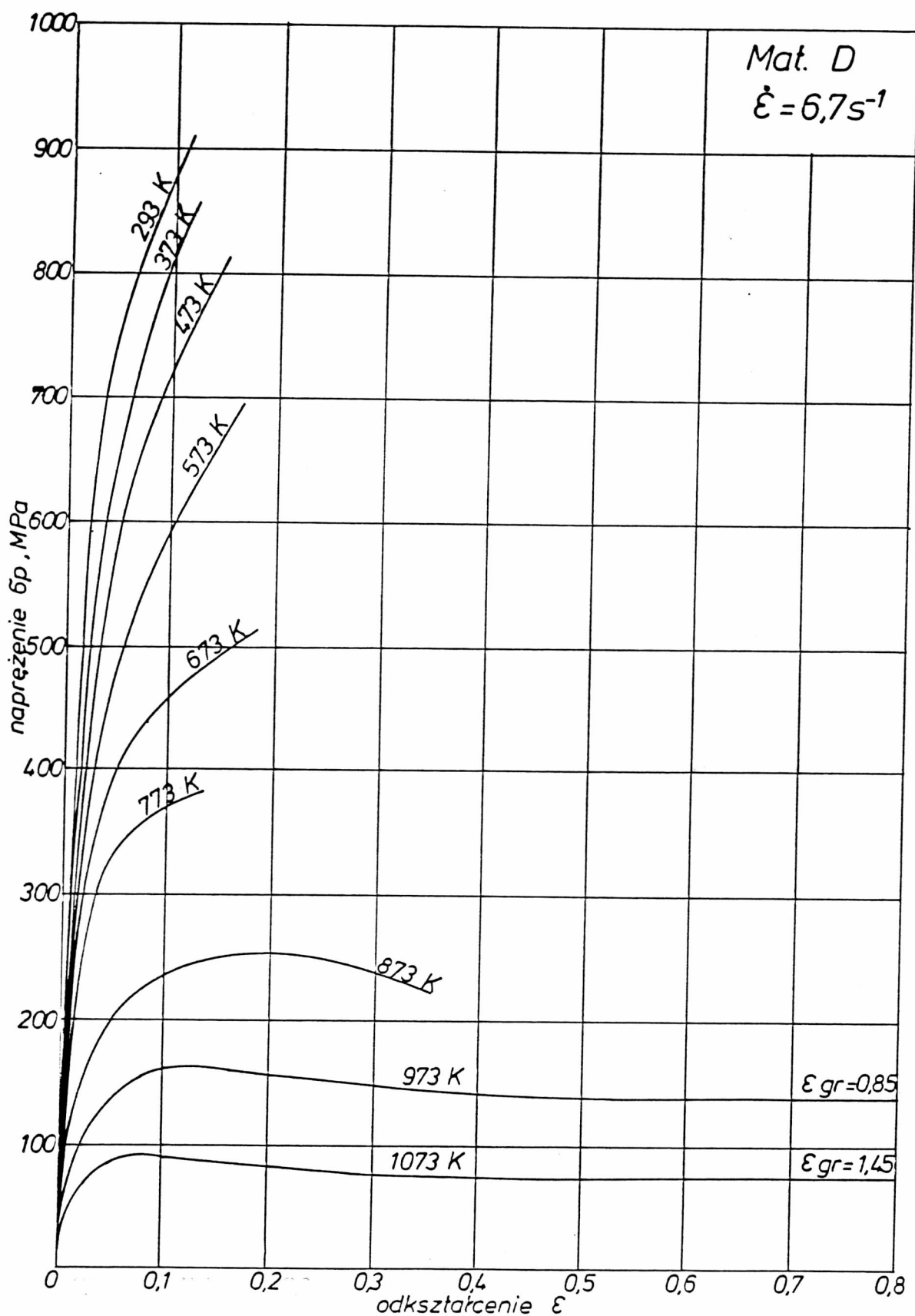
Rys.3.3.35. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu D uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$



Rys.3.3.36. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu D uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,6 s^{-1}$

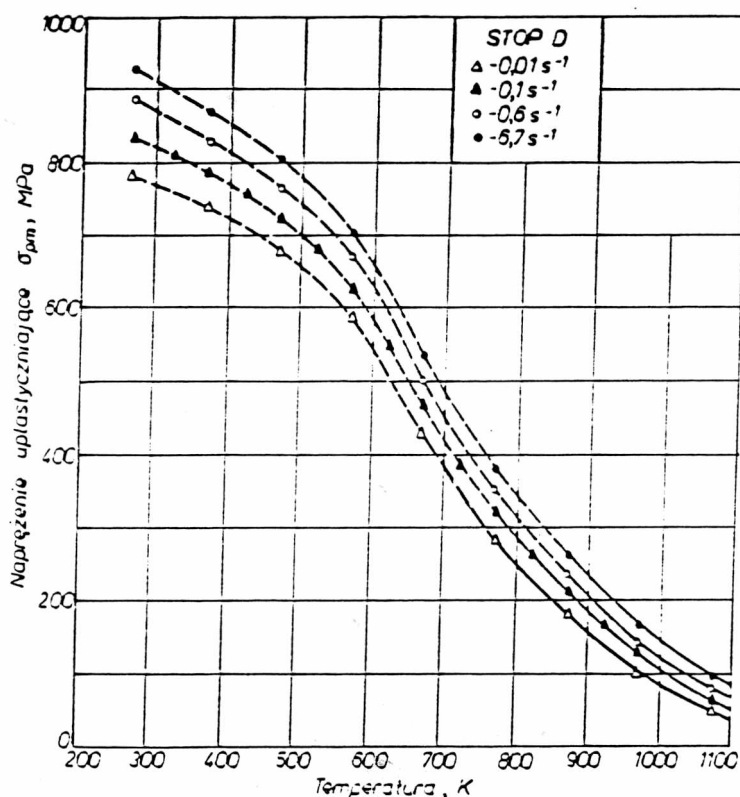


Rys.3.3.37. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu D uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7 s^{-1}$



Rys.3.3.37. Kryzwe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu D uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7 s^{-1}$

Jak wynika z rys. 3.3.34 - 3.3.37 kształt krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie zależy w dużym stopniu od temperatury. Największe naprężenie występuje w temperaturze pokojowej i wraz ze wzrostem temperatury stale maleje osiągając najniższą wartość w temperaturze 1073K. Najszybszy spadek naprężenia wraz z temperaturą występuje w zakresie temperatur 573 - 773K; im wyższa prędkość odkształcania, tym spadek ten rozpoczyna się w niższej temperaturze (rys.3.3.38).

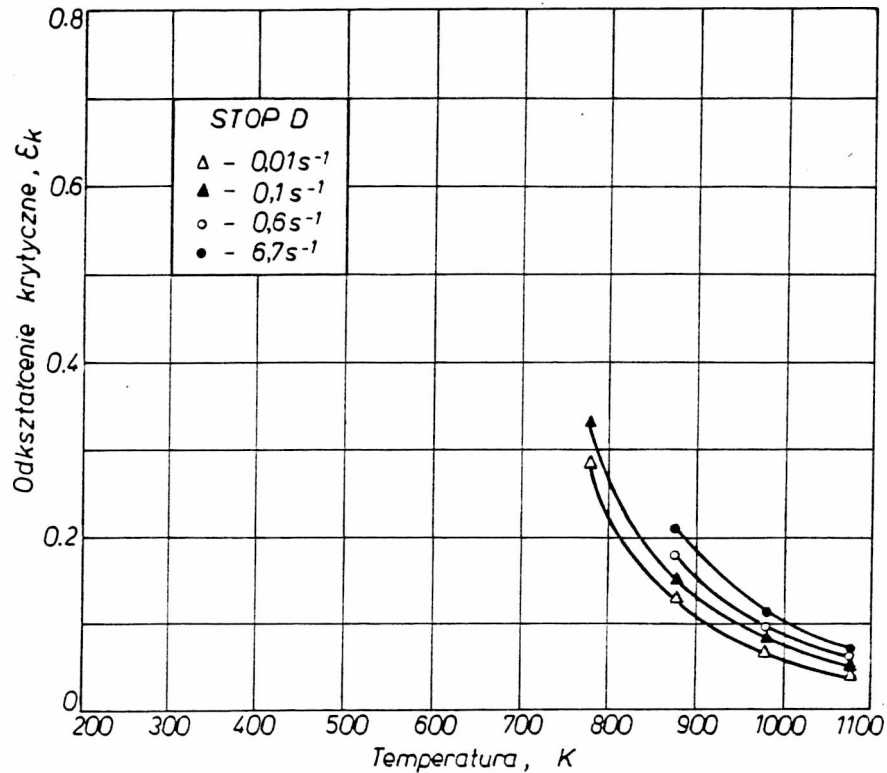


Rys.3.3.38. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na największe naprężenie uplastyczniające stopu D

W zakresie temperatur 293-673K zmiana naprężenia uplastyczniającego spowodowana jest umocnieniem i starzeniem odkształceniowym oraz zdrowieniem dynamicznym. Pierwsze ślady rekrytalizacji dynamicznej obserwuje się w temperaturze 773K przy prędkości odkształcania $0,01s^{-1}$ po przekroczeniu 0,20 odkształcenia. Rekrytalizacja ta ze wzrostem temperatury i prędkości odkształcania przebiega z dużą intensywnością. Jej początek obrazuje zależność odkształceń krytycznych od temperatury i i prędkości odkształcania przedstawiona na rys.3.3.39.

Stop D posiada bardzo dużą liczbę błędów ułożenia, co świadczy o niskiej energii tych błędów (rys.3.3.40 i 3.3.41). W takim przypadku do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej wystarczają już nieduże odkształcenia

Poddany odkształceniu stop D o strukturze wyjściowej przedstawionej na rys.3.3.42 w niższych temperaturach ulega jedynie zdrowieniu dynamicznemu, które nie prowadzi do rozdrobnienia ziaren, zachowują one zdeformowany kształt (rys.3.3.43).



Rys.3.3.39. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenie krytyczne stopu D



Rys.3.3.40. Liczne błędy ułożenia w fazie α w stopie D, pow.x35 000

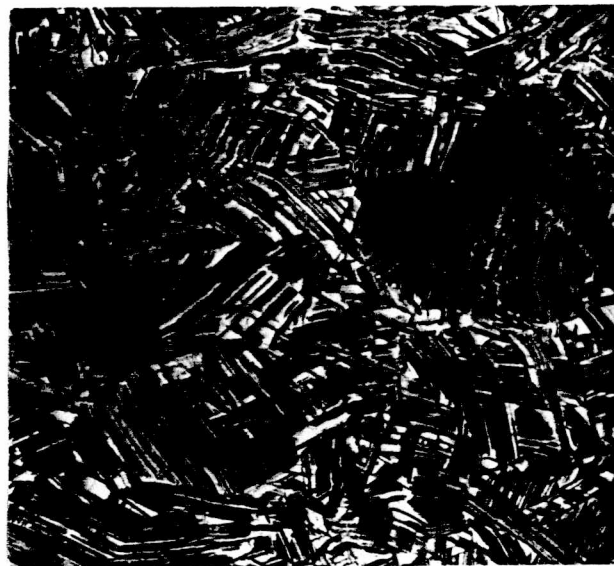


Rys.3.3.41. Liczne błędy ułożenia w fazie α w stopie D, pow.x 51 000

W wyższych temperaturach początkowo zachodzi deformacja pierwotnych ziaren (rys.3.3.44), następnie na ich granicach pojawiają się drobne zrekrytalizowane ziarna (rys.3.3.45 i 3.3.46), i skończyła się cała struktura ulega rekrytalizacji przejawiającej się rozdrobnieniem ziaren (rys.3.3.47).



Rys.3.3.42. Struktura wyjściowa stopu D, pow.x150



Rys.3.3.43. Struktura stopu D ($\epsilon=0,3$, 573K, $\dot{\epsilon}=0,01s^{-1}$), pow.x150

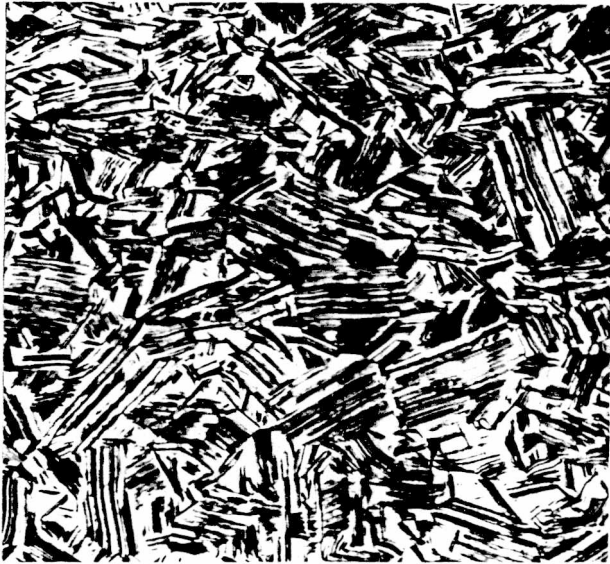


Rys.3.3.44. Struktura stopu D po odkształc. do $\epsilon=0,15$ w temp.873K z prędk.odkształc. $0,6s^{-1}$, pow.x150

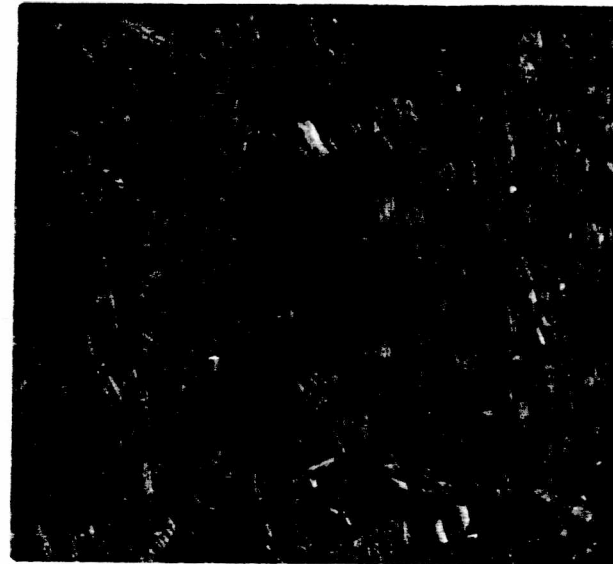


Rys.3.3.45. Struktura stopu D po odkształc. do $\epsilon=0,3$ w temp.873K z prędk.odkształc. $0,6s^{-1}$, pow.x300

Wpływ temperatury na odkształcenia graniczne stopu D odkształcanego z różnymi prędkościami obrazuje rysunek 3.3.48, z którego wynika, że obniżenie temperatury i zwiększenie prędkości odkształcania powoduje zmniejszenie odkształceń granicznych. Stop D charakteryzuje się wystąpieniem minimum odkształcenia granicznego w zakresie temperatur 673 - 800K i im większa prędkość odkształcania, tym minimum to przesunęło się w kierunku wyższych temperatur w/w zakresu. Dobrą podatność do obróbki plastycznej stop D posiada dopiero w wyższych temperaturach. Przy prędkości odkształcania $0,01s^{-1}$ taką podatność stop ten posiada już w temperaturze 873K, przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$ w 923K, przy



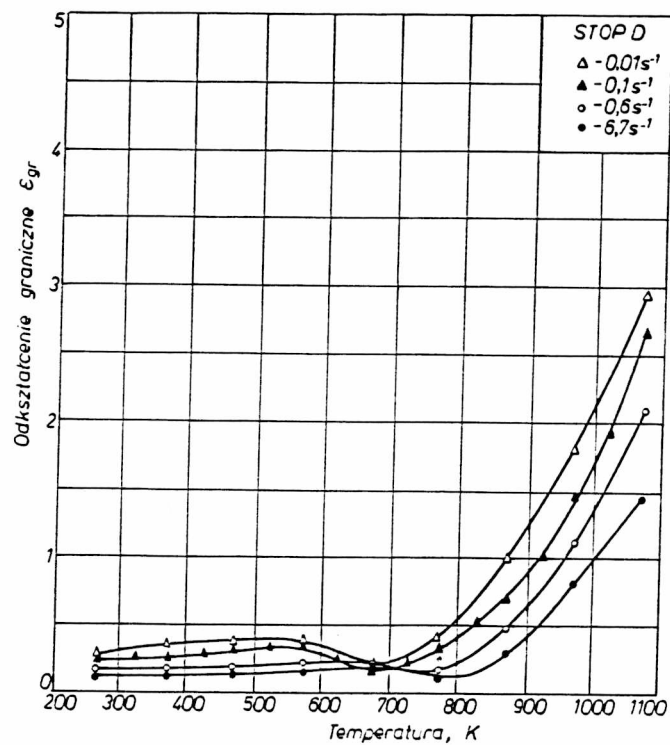
Rys.3.3.46. Struktura stopu D
po odkształceniu do $\varepsilon = 0,1$
w temp. 1073K z prędkością odksz.
 $0,6s^{-1}$, pow.x150



Rys.3.3.47. Struktura stopu D
po odkształceniu do $\varepsilon = 2$
w temp. 1073K z prędkością odksz.
 $0,6s^{-1}$, pow.x150

prędkości odkształcania $0,6s^{-1}$ w 973K i przy prędkości $6,7s^{-1}$ w 1000K.

Zmiany naprężenia uplastyczniającego stopu D spowodowane nagłymi zmianami prędkości odkształcania podano w tabeli 3.3.4.



Rys.3.3.48. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenie graniczne stopu D

Największą czułością na skokową zmianę prędkości odkształcania (tab.3.4.3.8) stop D charakteryzuje się w temperaturze 973K, a najmniejszą w temperaturze 573K, co może być spowodowane negatywnym oddziaływaniem starzenia na czułość na prędkość odkształcania w tej ostatniej temperaturze. Wpływ początkowej prędkości odkształcania na wartość przyrostu naprężenia wywołanego skokiem prędkości jest bardzo mały.

Tabela 3.3.4. Wpływ skokowej zmiany prędkości odkształcania na stosunek naprężeń $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$ dla stopu D

Temperatura K	ϵ	$\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_s$			
		0,01/0,1	0,1/0,6	0,6/6,7	średnia
		$\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}_s}$			
293	0,05	0,926	0,932	0,924	0,927
373	0,05	0,927	0,927	0,935	0,930
573	0,05	0,946	0,944	0,944	0,945
773	0,05	0,913	0,922	0,918	0,918
973	0,05	0,890	0,915	0,910	0,905

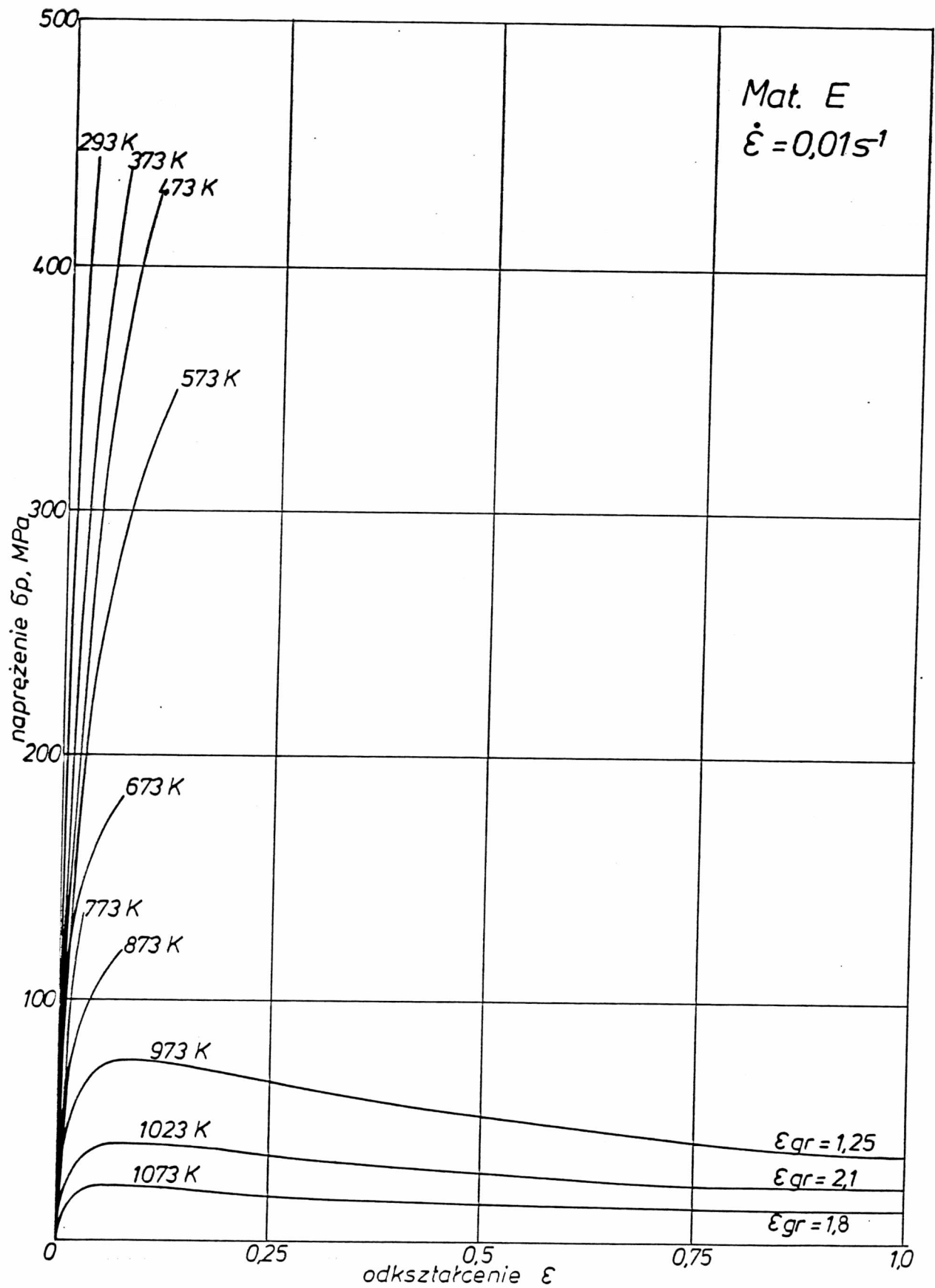
3.3.5. Stop E (Cu - 5,99% Si)

Wpływ temperatury na przebieg krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie dla stopu E otrzymane przy prędkościach odkształcania 0,01, 0,1, 0,6 i 6,7s⁻¹ przedstawiono odpowiednio na rys.3.3.49 - 3.3.52.

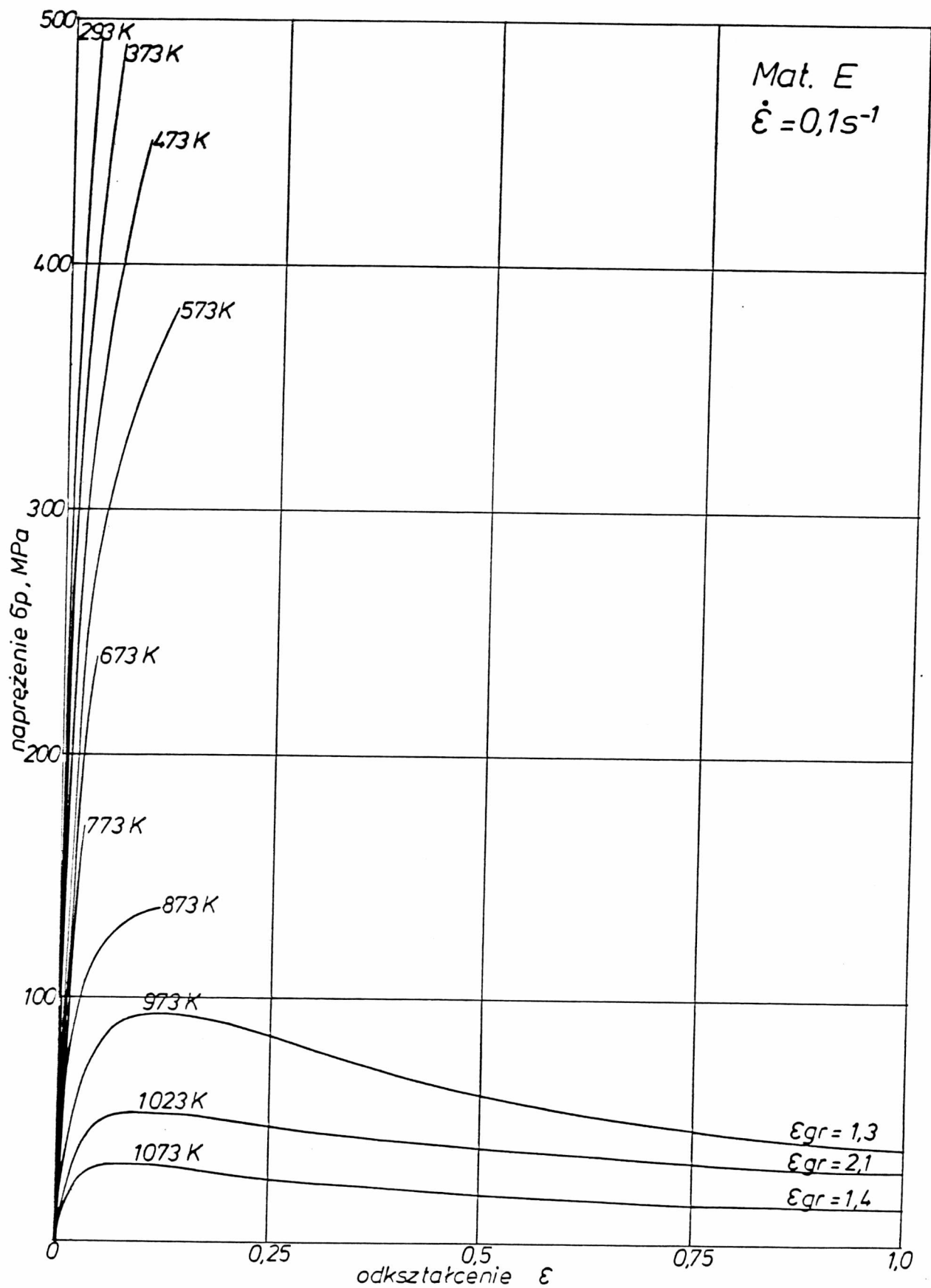
Stop E, jak i inne wcześniej omówione stopy, charakteryzuje się podobnym wpływem temperatury i prędkości odkształcania na naprężenia uplastyczniające, lecz zmiany tego naprężenia odbywają się przy znacznie mniejszych odkształceniach. Wynika to z faktu, że stop D posiada strukturę fazy κ o bardzo małej zdolności do odkształceń plastycznych. Struktura ta w stanie wyjściowym posiada liczne dyslokacje rozmieszczone w pasmach poślizgu wyraźnie spiętrzone na granicach ziaren (rys.3.3.53 i 3.3.54).

Wpływ prędkości odkształcania i temperatury na największe naprężenie uplastyczniające przedstawiono na rys.3.3.55. Z rysunku tego wynika, że zwiększenie prędkości odkształcania powoduje wzrost naprężenia, przy czym względny przyrost rośnie wraz z temperaturą. Można zaobserwować dwa obszary temperaturowe powolnego i dwa szybkiego spadku naprężenia; zależą one od prędkości odkształcania.

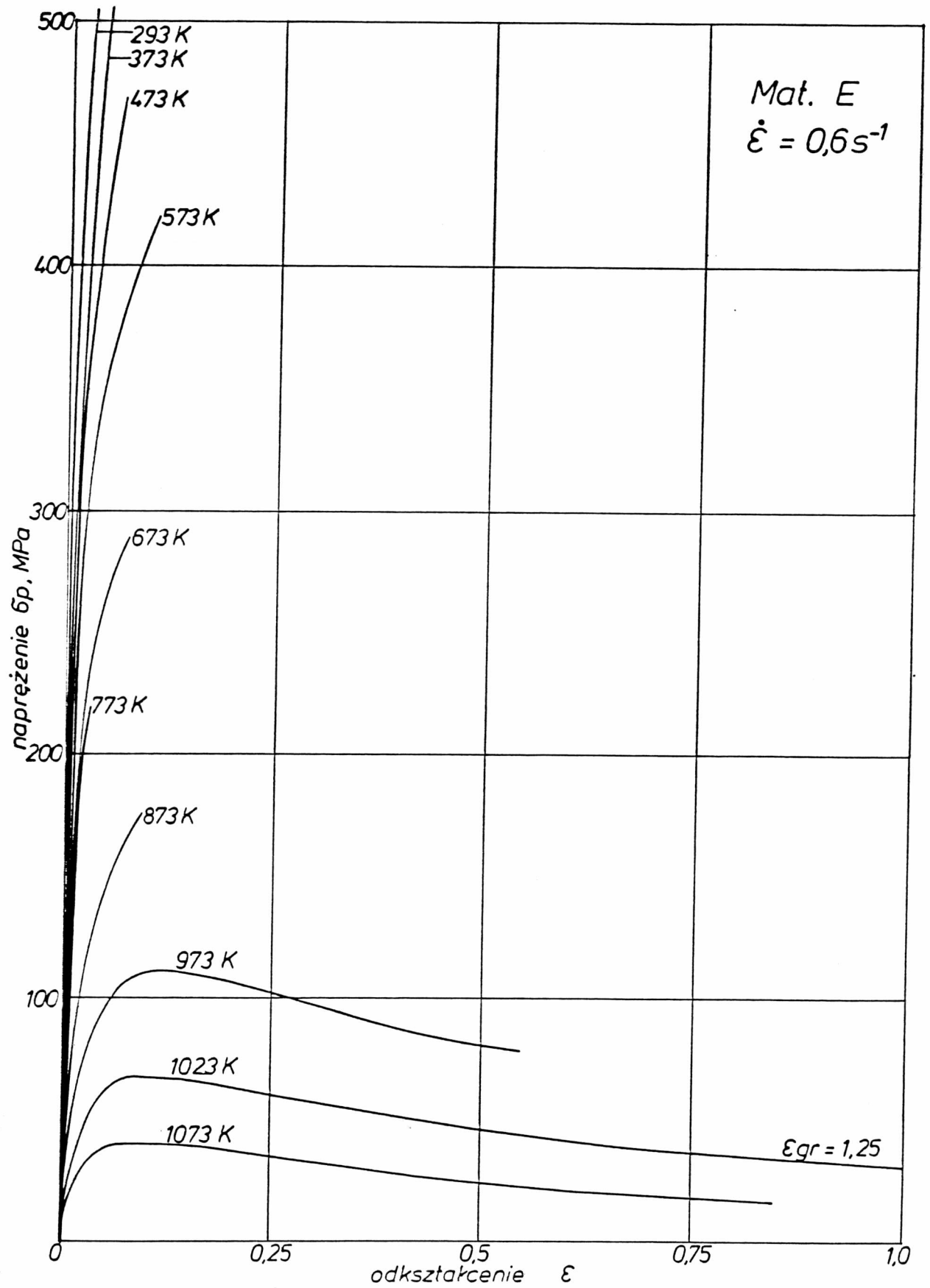
Procesy zdrowienia dynamicznego i rekrytalizacji zależą głównie od temperatury odkształcania a w mniejszym stopniu od prędkości odkształcania. Przy najmniejszych, zastosowanych prędkościach odkształcania proces rekrytalizacji dynamicznej rozpoczyna się



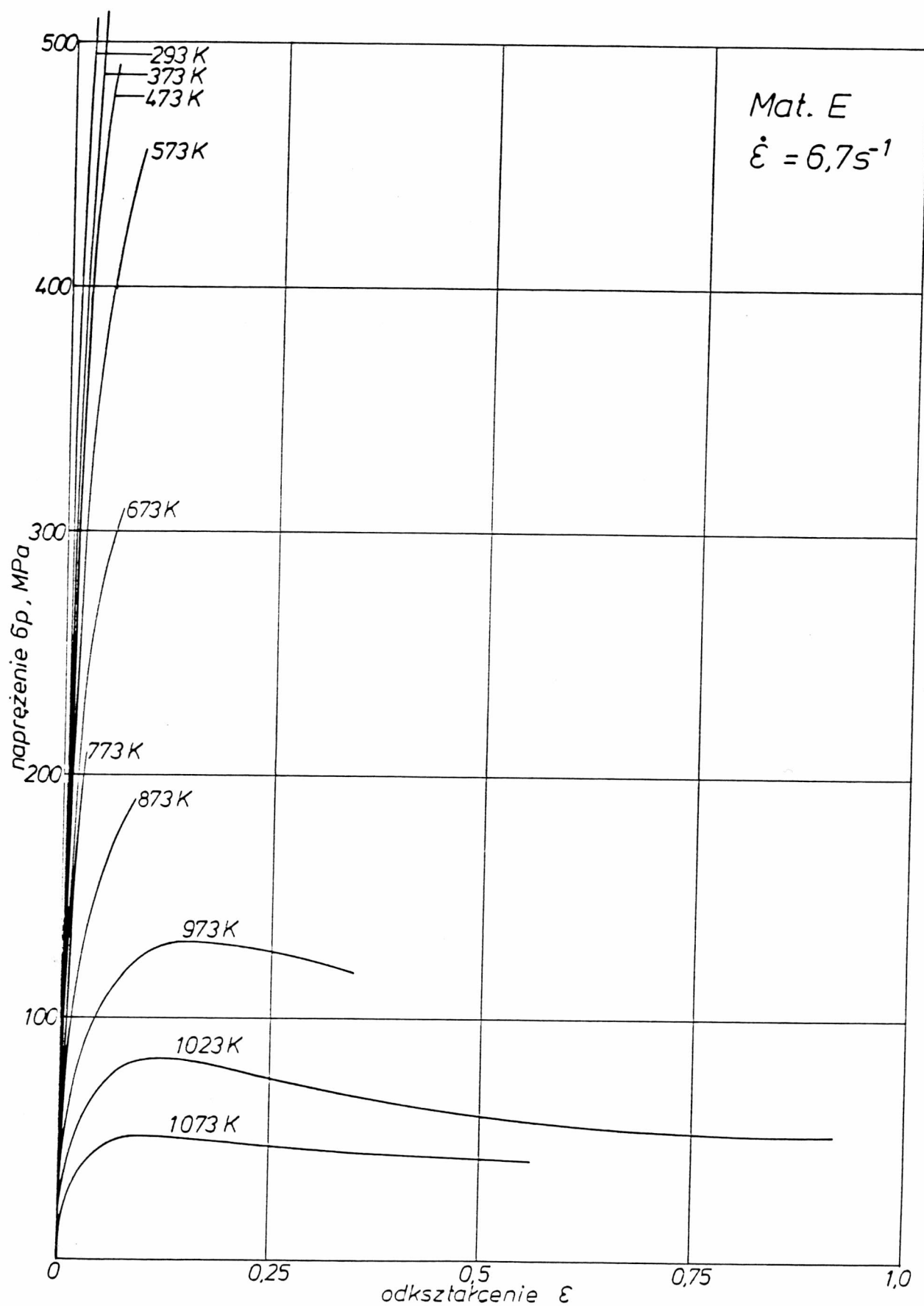
Rys.3.3.49. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01 s^{-1}$



Rys.3.3.50. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 s^{-1}$



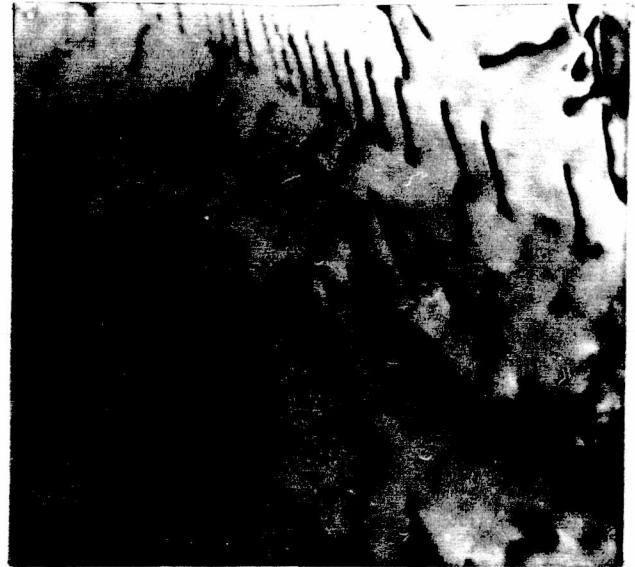
Rys.3.3.51. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,6 s^{-1}$



Rys.3.3.52. Krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p - odkształcenie ϵ dla stopu E uzyskane przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 6,7s^{-1}$

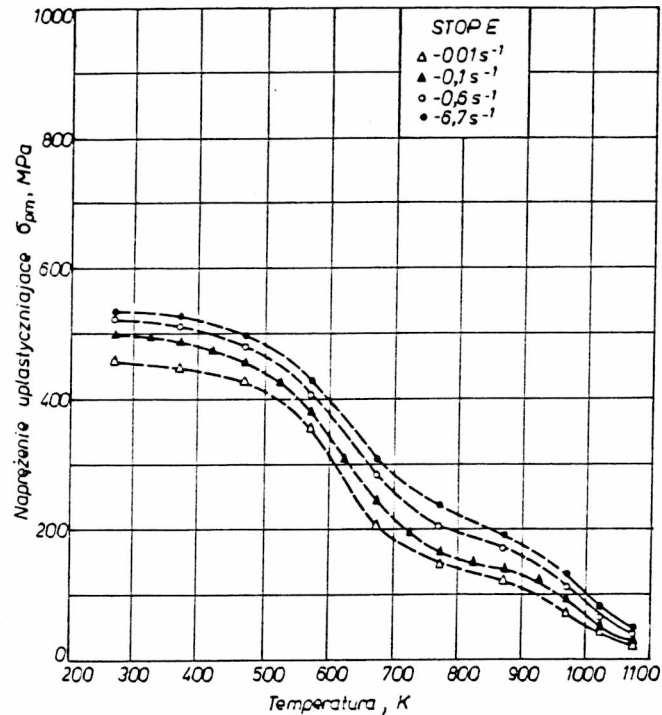


Rys.3.3.53. Spiętrzenie dyslokacji w pobliżu granic ziaren w pasmach poślizgu w fazie κ . Stop E, pow.x23 700

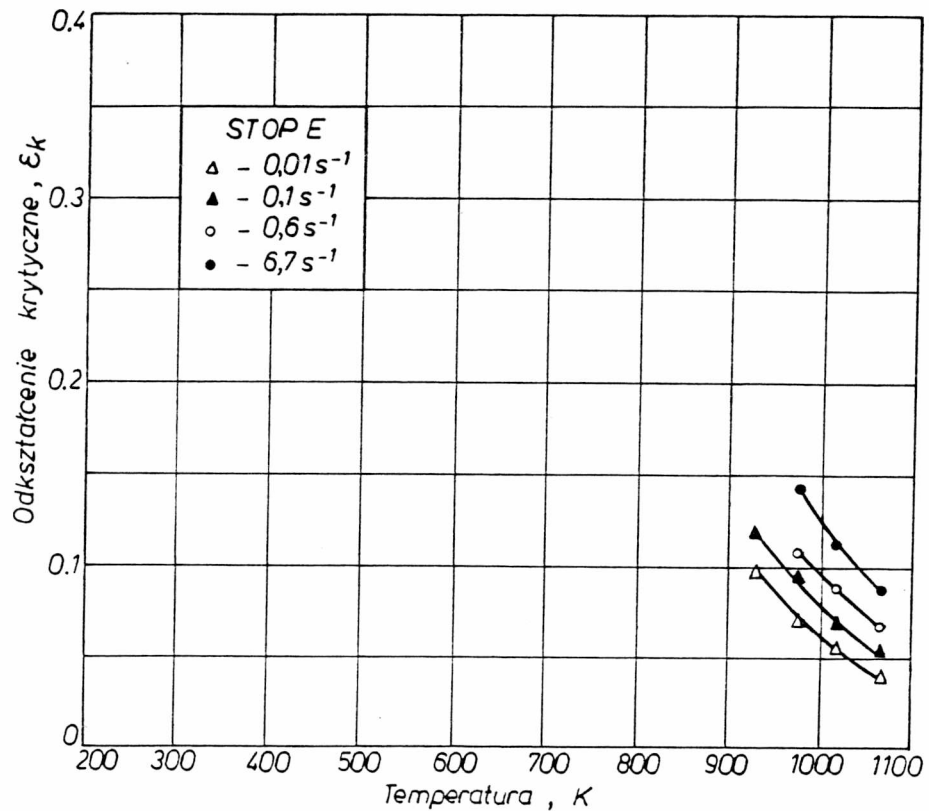


Rys.3.3.54. Spiętrzenie dyslokacji w pobliżu granic ziaren w pasmach poślizgu w fazie κ . Stop E, pow.x51 000

w temperaturze 923K, a przy pozostałych dwóch prędkościach odkształcania w 973K (rys.3.3.56).

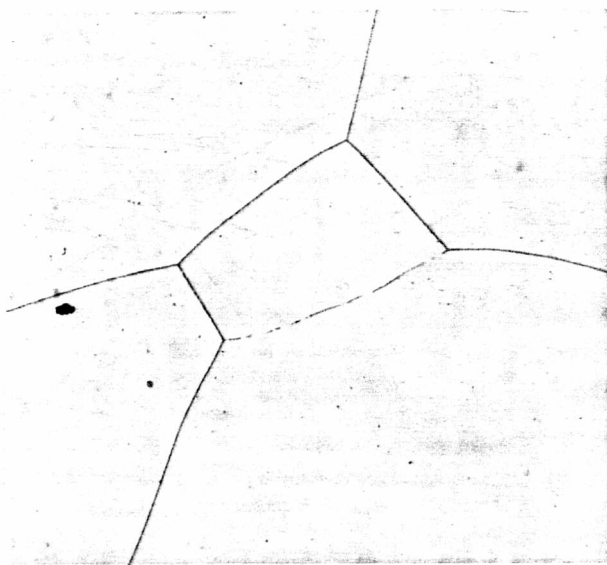


Rys.3.3.55. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na największe napężenie uplastyczniające stopu E

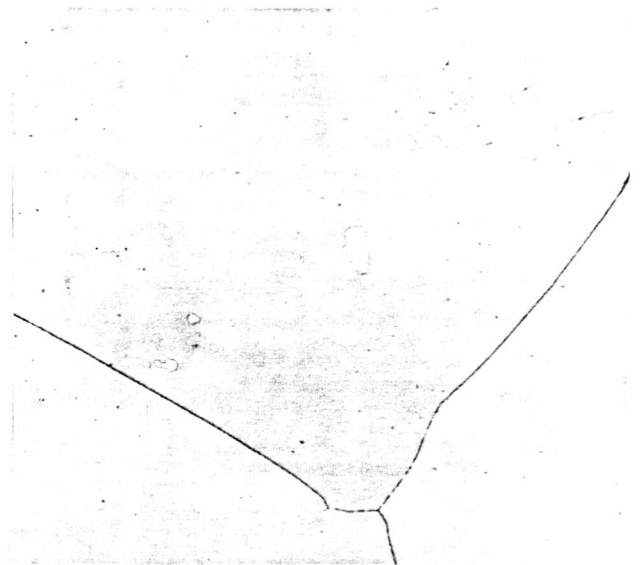


Rys.3.3.56. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia krytyczne stopu E

Struktury stopu odkształconego w temperaturach 1023 i 1073K przedstawiono na rys.3.3.57 i 3.3.58. Z rysunków tych wynika, że rekrytalizacja dynamiczna prowadzi bardzo szybko do znacznego rozrostu ziaren w tych wysokich temperaturach, bliskich temperaturze topnienia fazy κ .

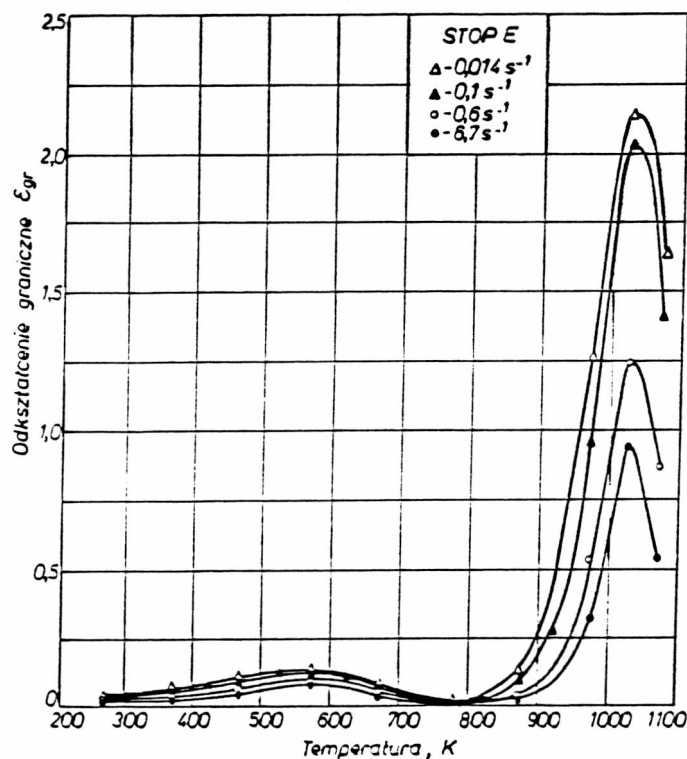


Rys.3.3.57. Struktura stopu E odkształconego do $\epsilon=1.5$ z prędkością $0.1 s^{-1}$ w temp. 1023K, pow.x60



Rys.3.3.58. Struktura stopu E odkształconego do $\epsilon=1.0$ z prędkością $0.1 s^{-1}$ w temp. 1073K, pow.x60

Odkształcalność stopu E do temperatury 900K jest nieduża, niezależnie od zastosowanych prędkości odkształcania, co praktycznie uniemożliwia jego obróbkę plastyczną w tym zakresie temperatur (rys.3.3.59). Najlepsze własności plastyczne posiada stop E w temperaturze 1023K, zależą one w bardzo dużym stopniu od prędkości odkształcania. Im mniejsza prędkość odkształcania, tym lepsze własności plastyczne stopu. Stop E charakteryzuje się bardzo wąskim przedziałem temperatur, w którym może być odkształcany plastycznie.



Rys.3.3.59. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na odkształcenia graniczne stopu E

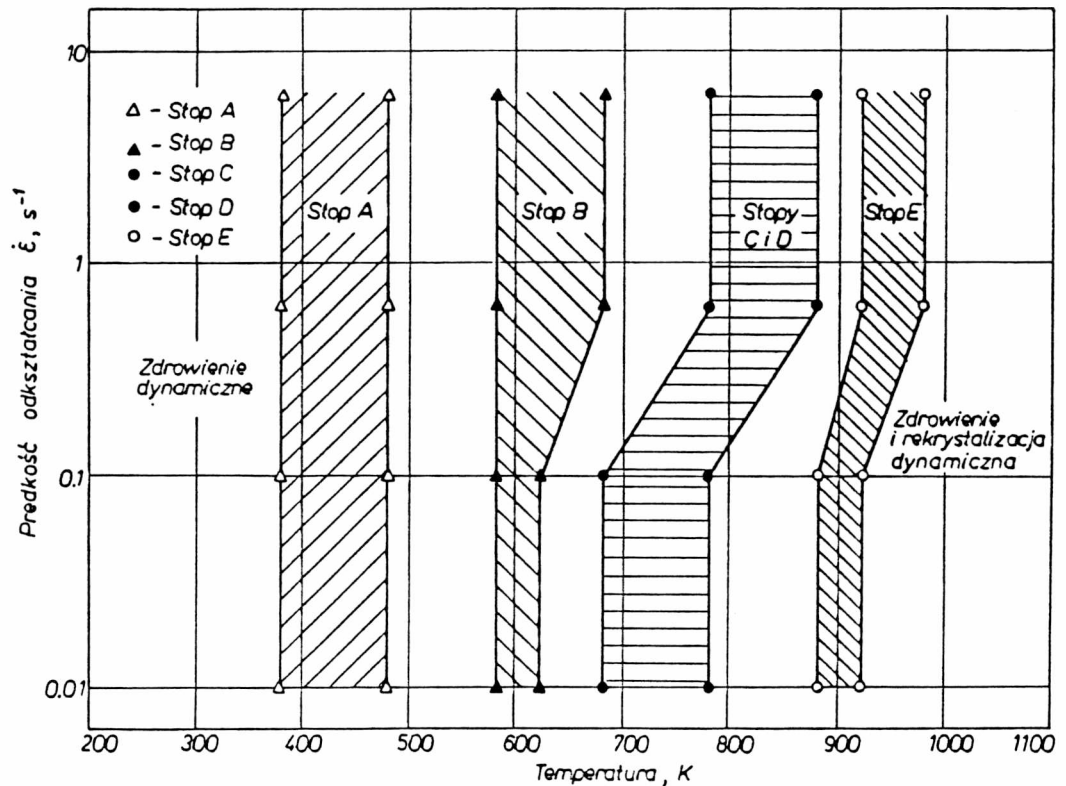
Zmiany naprężenia uplastyczniającego stopu E spowodowane nagłymi skokami prędkości odkształcania podano w tabeli 3.3.5.

Tabela 3.3.5. Wpływ skokowej zmiany prędkości odkształcania na stosunek naprężeń $\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_s}$ dla stopu E

Temperatura K	ϵ	$\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_s$			
		0,01/0,1	0,1/0,6	0,6/6,7	średnia
		$\sigma_{p\dot{\epsilon}} / \sigma_{p\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_s}$			
293	0,01	0,926	0,937	0,928	0,930
373	0,01	0,911	0,933	0,918	0,921
573	0,01	0,916	0,920	0,915	0,917
773	0,01	0,899	0,915	0,902	0,902
973	0,01	0,891	0,897	0,900	0,896

Czułość na prędkość odkształcania stopu E (tab.3.4.3.8) o strukturze fazy κ zwiększa się monotonicznie wraz z temperaturą, przy czym jest niemal niewrażliwa na początkową prędkość odkształcania.

Na podstawie przedstawionych badań wyznaczono także dla poszczególnych materiałów obszary w układzie temperatura - prędkość odkształcania, w których zachodzi zdrowienie dynamiczne i obszary, w których oprócz zdrowienia ma miejsce rekrytalizacja dynamiczna (rys.3.3.60). Ze wzrostem krzemu w stopach obszary te przesuwają się w kierunku wyższych temperatur i większych prędkości odkształcania. Zwiększenie temperatury rekrytalizacji dynamicznej wraz ze wzrostem zawartości krzemu w stopach można tłumaczyć oddziaływaniem fazy κ . W stopach B, C i D zwiększa się ilość fazy κ (zwiększa się ilość błędów ułożenia, a każdy z nich może być traktowany jak bardzo cienka płytka fazy κ , której temperatura rekrytalizacji dynamicznej (stop E) jest najwyższa. Tym samym opóźnia ono rekrytalizację dynamiczną i hamuje jej przebieg.



Rys.3.3.60. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na położenie obszarów, w których zachodzi zdrowienie dynamiczne oraz zdrowienie dynamiczne i rekrytalizacja dynamiczna badanych stopów

3.4. Opracowanie modeli opisujących zmiany naprężenia uplastyczniającego

Opracowano cztery modele opisujące zmiany naprężenia uplastyczniającego miedzi i brązów krzemowych w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcania. Pierwszy model pozwala wyznaczyć wartość maksymalnego naprężenia uplastyczniającego i naprężenia ustalonego płynięcia plastycznego oraz odkształcenie krytyczne i odkształcenie określające początek ustalonego płynięcia plastycznego. Drugi model, fenomenologiczny opisuje zmiany naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia, prędkości odkształcania i temperatury. W modelu uwzględniono wpływ procesów strukturalnych na wartość naprężenia takich jak umocnienie odkształceniowe, starzenie odkształceniowe oraz osłabienie wywołane zdrowieniem i rekrytalizacją dynamiczną. Trzeci model, matematyczny, opisuje zmiany naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia, prędkości odkształcania i temperatury. Wprowadzono do niego pojęcie stanu wewnętrznego materiału, co umożliwia uwzględnienie historii odkształcania. Czwarty model uzyskano z połączenia trzech pierwszych modeli, uwzględnia on zarówno procesy strukturalne jak i historię odkształcania.

3.4.1. Model fenomenologiczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego

odpowiadające odkształceniu krytycznemu i ustalonemu płynięciu plastycznemu

Do opisu związku pomiędzy temperaturą, prędkością odkształcania a maksymalną wartością naprężenia uplastyczniającego odpowiadającą odkształceniu krytycznemu oraz jego wartością w zakresie ustalonego płynięcia zastosowano zależność typu Arrheniusa stosowaną początkowo do opisu wyników próby pełzania a następnie zastosowaną do opisu wyników prób kształtowania plastycznego [93-99]

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4.1.1)$$

gdzie: A , α , n - stałe zależne od rodzaju materiału,

Q - energia aktywacji,

R - stała gazowa (8,314 J/mol K),

σ_p - wartość naprężenia uplastyczniającego odpowiadająca maksimum naprężenia (σ_{pm}) lub zakresowi ustalonego płynięcia plastycznego (σ_{ps}).

Wprowadzając do zależności (3.4.1.1) skorygowaną temperaturą prędkość odkształcania Z , opisaną zależnością (2.7), otrzymamy równanie

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (3.4.1.2)$$

które dobrze opisuje proces odkształcania w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcania.

W zakresie małych wartości naprężenia $\alpha\sigma_p \leq 0,39$ różnica pomiędzy $\sinh(\alpha\sigma_p)$ a $\alpha\sigma_p$ nie przekracza 1%, zależność (3.4.1.1) może być zastąpiona prostszą funkcją [94]

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma_p^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4.1.3)$$

gdzie: $A_1 = A \cdot \alpha^n$

W warunkach odkształcania wymagających dużych wartości naprężenia uplastyczniającego $\alpha\sigma_p > 3,9$ wartość $\sinh(\alpha\sigma_p)$ z dokładnością lepszą niż 1% odpowiada wartości $\frac{1}{2}\exp(\alpha\sigma_p)$ i zależność (3.4.1.1) można przedstawić w postaci

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma_p) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4.1.4)$$

$$\text{gdzie: } A_2 = \frac{A}{2^n}$$

$$\beta = \alpha n$$

Opis wyników doświadczalnych wg zależności (3.4.1.1) wymaga wyznaczenia stałych A , α i n oraz energii aktywacji Q . Stałe te wyznacza się z równań (3.4.1.3) i (3.4.1.4) poprzez wyznaczenie stałych A_1 , A_2 , β i n [96,99]. Wykreślając w układzie podwójnie logarytmicznym zależność (3.4.1.3) $\ln \dot{\varepsilon}$ od $\ln \sigma_p$ oblicza się stałą n , a następnie przedstawiając zależność (3.4.1.4) w układzie półlogarytmicznym $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ wyznacza się stałą β . Znając β i n , stałą α wyznacza się z zależności

$$\alpha = \beta/n \quad (3.4.1.5)$$

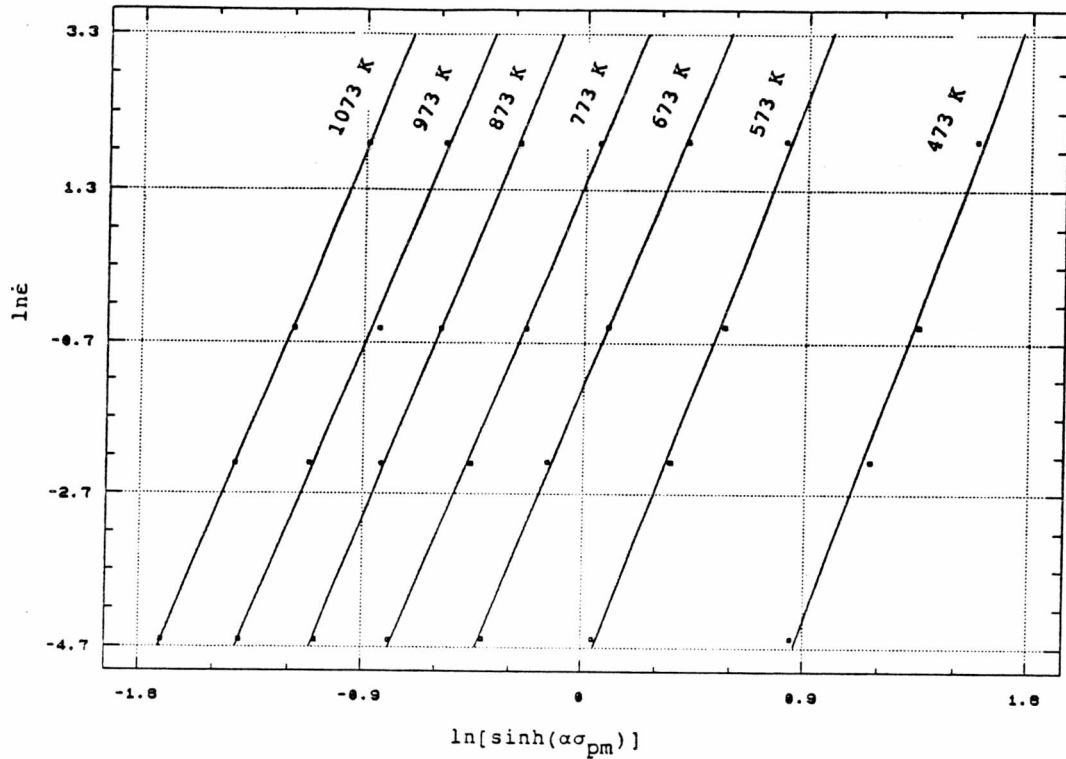
Przy takim sposobie wyznaczania stałej α popełnia się jednak duże błędy, ponieważ stała α zależy w dużym stopniu od temperatur, w których określa się n i β . Dlatego opracowano inny dokładniejszy sposób wyznaczania stałej α . Mianowicie, dla różnych wartości α zawierających się w pobliżu wartości ustalonej z zależności (3.4.1.5) wykreśla się prostoliniowe przebiegi $\ln \dot{\varepsilon}$ od $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ dla kolejnych stałych temperatur odkształcania. Za najlepszą wartość stałej α wybiera się taką, która zapewnia uzyskanie niemal stałego kąta $\delta \ln \dot{\varepsilon} / \delta \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ nachylenia prostych w możliwie szerokim przedziale temperatur.

Dla miedzi M1E w zakresie temperatur 473 - 1073K, tj. temperatur w których obserwuje się maksimum na krzywej $\sigma_p - \varepsilon$ przy wszystkich zastosowanych prędkościach odkształcania otrzymano niemal stałe kąty nachylenia prostych opisujących zależność $\ln \dot{\varepsilon}$ od $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{pm})]$ (rys.3.4.1.1) dla $\alpha = 0,005$. Wartości tangensów tych kątów równe współczynnikowi n podane w tabeli 3.4.1.1 nieznacznie się tylko różnią.

Energie aktywacji Q_m , konieczną do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej, wyznaczono korzystając z zależności (3.4.1.1). Obliczając wartości tej funkcji dla $T = \text{const}$ i następnie dla $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ otrzymujemy

$$Q_m = R \left(\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma_{pm})]} \right)_T \left(\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma_{pm})]}{\partial T^{-1}} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (3.4.1.6)$$

Pierwszy człon prawej strony równania (3.4.1.6) dla miedzi M1E wyznaczono z rys.3.4.1.1, przyjmując jego średnią wartość w zakresie temperatur 473-1073K równą 8,07 (tab.3.4.1.1).



Rys.3.4.1.1. Zależność pomiędzy $\ln \dot{\epsilon}$ a $\ln(\sinh(\alpha\sigma_{pm}))$ w różnych temperaturach odkształcania dla miedzi M1E

Tabela 3.4.1.1. Wartości parametru n

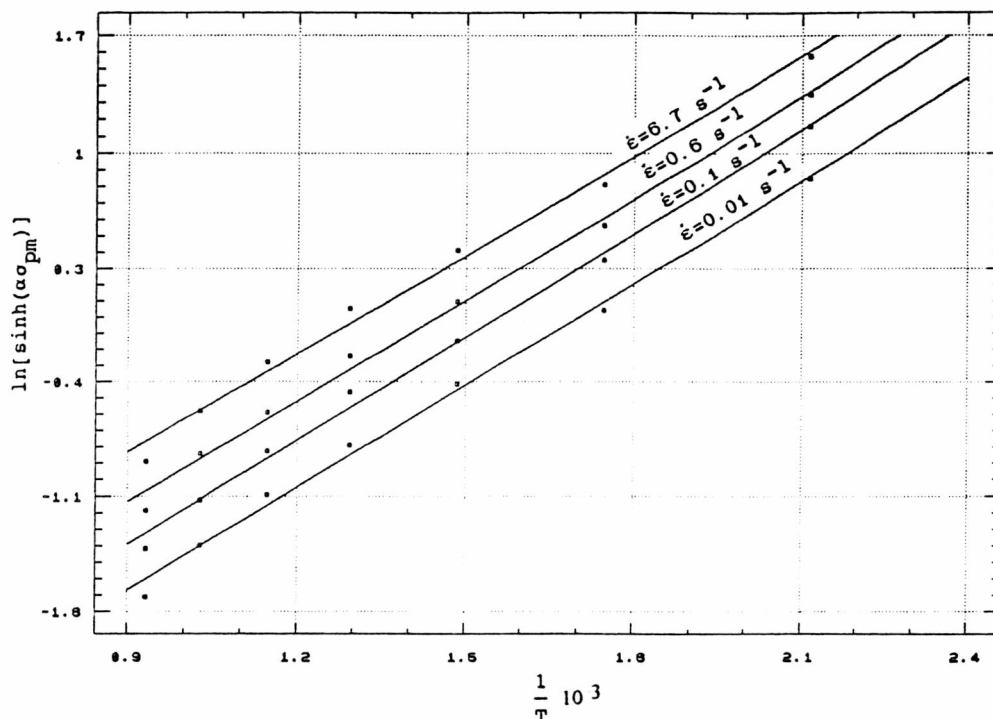
Oznaczenie materiału	Temperatura K	n	n średnie	Współczynnik korelacji r
A	473	8,84	8,07	0,995
	573	8,41		0,998
	673	7,82		0,999
	773	7,75		0,999
	873	7,94		0,999
	973	7,77		0,998
	1073	7,93		0,999

Drugi człon prawej strony tego równania wyznaczono z zależności $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{pm})] - \frac{1}{T}$ (rys.3.4.1.2). W zakresie temperatur 473-1073K średnia wartość $\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma_{pm})] / \partial \frac{1}{T}$ dla miedzi M1E wynosi $2,2455 \cdot 10^3$. Wyznaczona z równania (3.4.1.6) wartość energii aktywacji odkształcania miedzi w w/w zakresie temperatur wynosi 150,6 kJ/mol. Korzystając z obliczonej energii aktywacji i stałej $\alpha = 0,005$ sporządzono zależność pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona Z a $\sinh(\alpha\sigma_p)$ opisaną równaniem (rys.3.4.1.2). Przedstawiając tę zależność w układzie podwójnie logarytmicznym $\ln Z - \log(\sinh(\alpha\sigma_{pm}))$ wyznaczono parametr A i nową

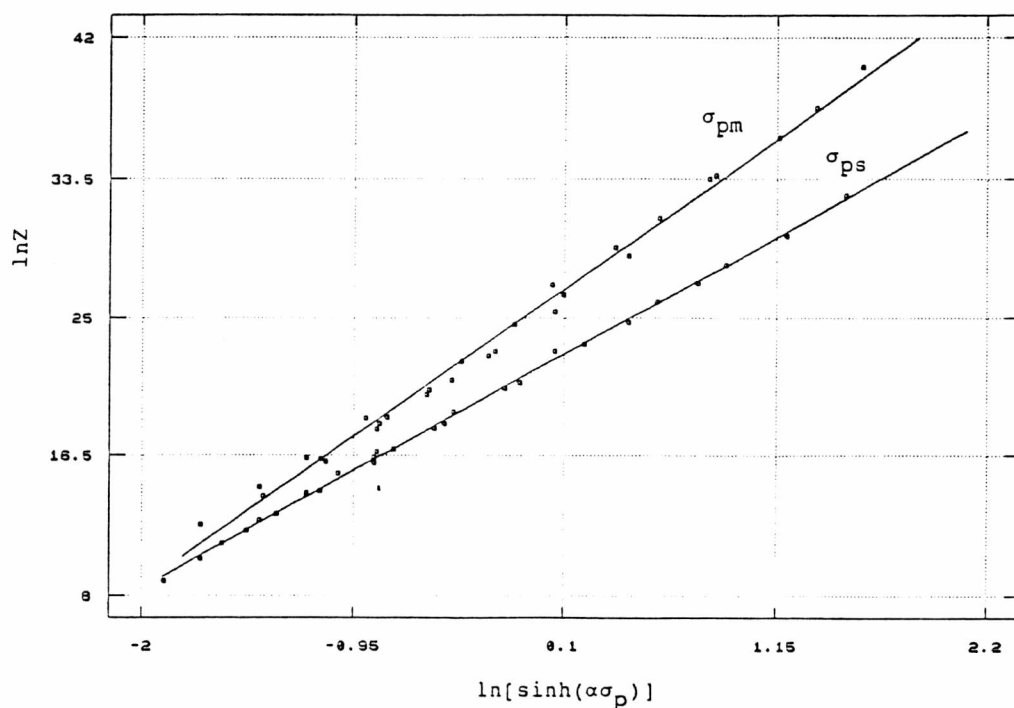
wartość parametru n . Ostatecznie do opisu maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego uzyskano następującą zależność

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \frac{150,6}{8,314T} = 1,79 \cdot 10^{11} [\sinh(5 \cdot 10^{-3} \sigma_{pm})]^{8,64} \quad (3.4.1.7)$$

$$r = 0,997$$



Rys.3.4.1.2. Zależność pomiędzy $\ln(\sinh(\alpha\sigma_{pm}))$ a odwrotnością temperatury $1/T$ dla miedzi M1E przy różnych prędkościach odkształcania



Rys.3.4.1.3. Zależność pomiędzy naprężeniami σ_{pm} i σ_{ps} a parametrem Zenera dla miedzi M1E w zakresie temperatur 473-1073K i prędkości odkształcania 0,01-6,7s⁻¹

Zależność ta przedstawiona na rys.3.4.1.3, pozwala, dla określonych prędkości i temperatur odkształcania, wyznaczyć maksymalne wartości naprężenia uplastyczniającego, jakimi charakteryzuje się miedź M1E w czasie odkształcania. Informacja taka jest konieczna do prawidłowego projektowania procesów kształtowania plastycznego w/w materiału.

Postępując podobnie obliczono energię aktywacji procesu ustalonego płynięcia plastycznego $Q_s=120,2$ kJ/mol oraz sporządzono zależność pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona a naprężeniem uplastyczniającym w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego σ_{ps} (rys.3.4.1.3). Zależność tą opisuje poniższe równanie

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \frac{120,2}{8,314T} = 3,88 \cdot 10^9 [\sinh(5 \cdot 10^{-3} \sigma_{ps})]^{6,82} \quad (3.4.1.8)$$

Energia aktywacji, konieczna do zapoczątkowania procesu rekrytalizacji dynamicznej (150,6 kJ/mol), jest bardzo zbliżona do energii aktywacji ustalonego płynięcia plastycznego (120,2 kJ/mol) i do energii samodyfuzji miedzi równej 188 kJ/mol [100]. Potwierdza to fakt, że dominującą rolę w zakresie ustalonego płynięcia odgrywa rekrytalizacja dynamiczna, która jest procesem aktywowanym cieplnie.

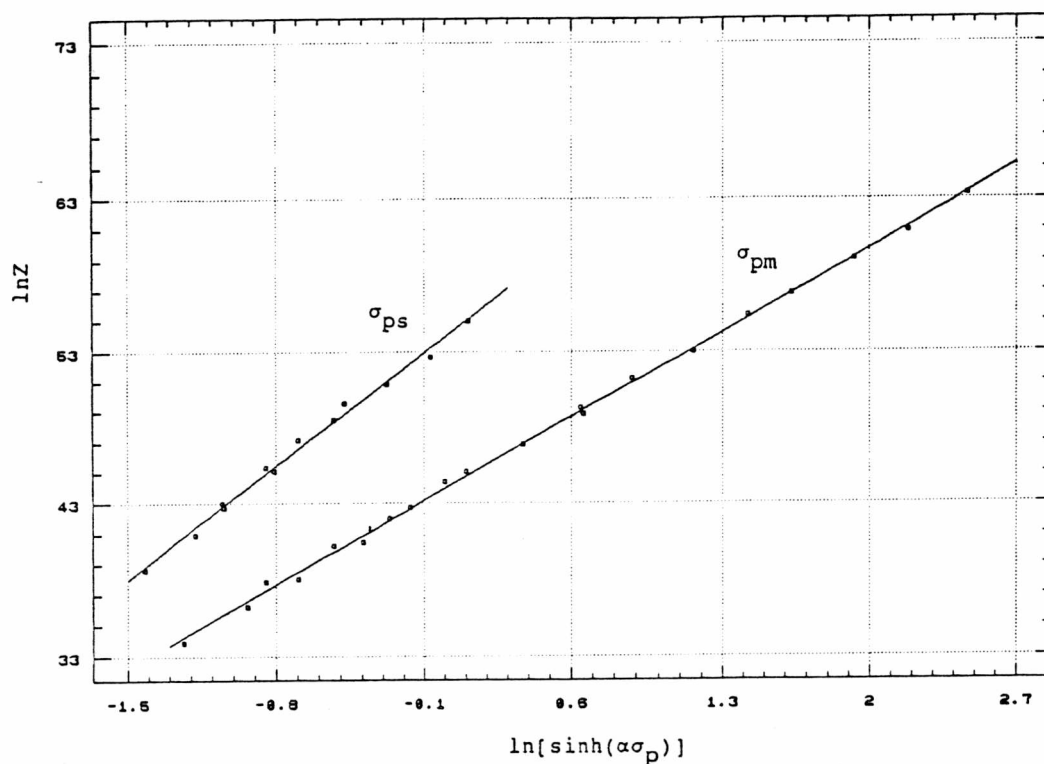
Stosując podobny tok postępowania opracowano zależności (tab.3.4.1.2) pomiędzy maksymalnym naprężeniem uplastyczniającym σ_{pm} i naprężeniem uplastyczniającym w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego σ_{ps} a warunkami odkształcania określonymi parametrem Zenera-Hollomona Z dla wszystkich badanych stopów, których skład chemiczny podano w tabeli 3.2.1.

Wysokie współczynniki korelacji (tab.3.4.1.2) zależności $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]$ uzyskuje się w zakresie temperatur, w których zachodzi rekrytalizacja dynamiczna. Uwzględnienie w tych zależnościach niższych temperatur, w których nie zachodzi rekrytalizacja dynamiczna a tym samym naprężenie uplastyczniające nie osiąga swojego maksimum a następnie stanu ustalonego płynięcia, powoduje znaczne obniżenie współczynnika korelacji.

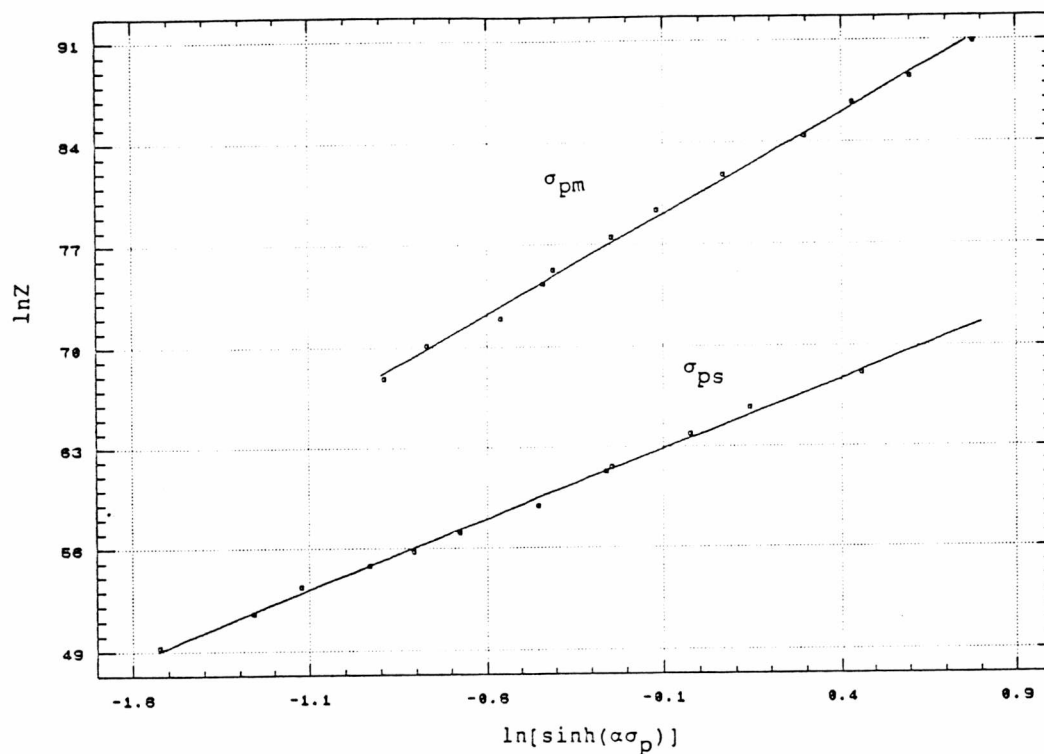
Tabela 3.4.1.2. Współczynniki równań opisujących naprężenie σ_{pm} i σ_{ps} oraz współczynniki korelacji

Ozn. mat.	$Z = A_m [\sinh(\alpha \sigma_{pm})]^{n_m}$					$Z = A_s [\sinh(\alpha \sigma_{ps})]^{n_s}$				
	Q_m kJ/mol	A_m s^{-1}	α_m MPa^{-1}	n_m	r	Q_s kJ/mol	A_s s^{-1}	α_s MPa^{-1}	n_s	r
A	150,6	$1,79 \cdot 10^{11}$	0,005	8,64	0,997	120,2	$3,88 \cdot 10^9$	0,005	6,82	0,999
B	343,6	$1,23 \cdot 10^{19}$	0,008	7,88	0,999	385,4	$2,74 \cdot 10^{23}$	0,008	10,66	0,996
C	646,1	$9,18 \cdot 10^{34}$	0,008	13,00	0,998	480,3	$5,24 \cdot 10^{27}$	0,008	9,68	0,999
D	616,5	$4,32 \cdot 10^{30}$	0,010	9,13	0,997	519,9	$2,91 \cdot 10^{26}$	0,010	7,66	0,997
E	337,8	$6,46 \cdot 10^{16}$	0,0135	4,11	0,994	401,5	$2,61 \cdot 10^{21}$	0,0135	4,71	0,999

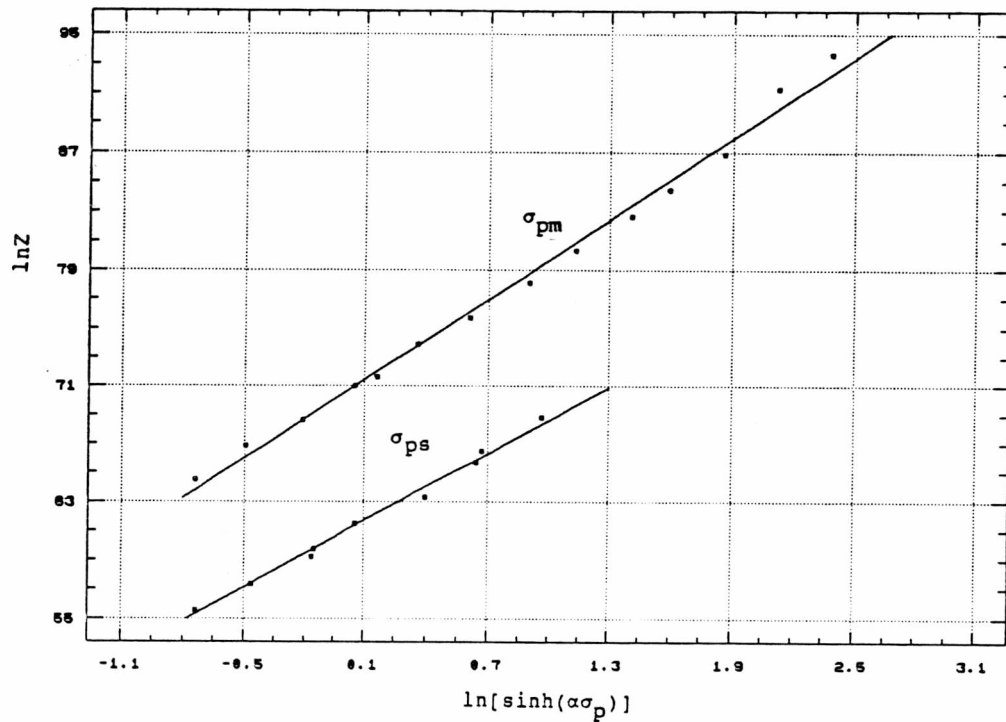
Zależności podane w tabeli 3.4.1.2 zobrazowano także graficznie. Na rys.3.4.1.4 przedstawiono zależności dla stopu B, na rys.3.4.1.5 - dla stopu C, na rys.3.4.1.6 - dla stopu D i na rys.3.4.1.7 - dla stopu E.



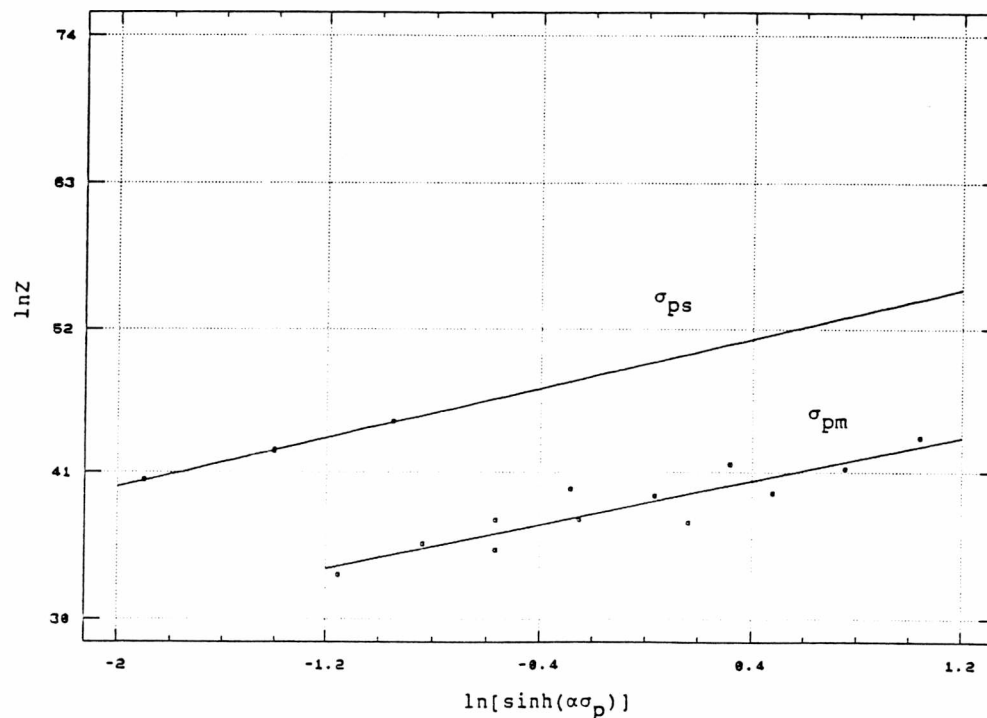
Rys.3.4.1.4. Zależność pomiędzy naprężeniami σ_{pm} i σ_{ps} a parametrem Zenera dla brązu B w zakresie temperatur 473-1073K i prędkości odkształcania 0,01-6,7s⁻¹



Rys.3.4.1.5. Zależność pomiędzy naprężeniami σ_{pm} a σ_{ps} a parametrem Zenera dla brązu C w zakresie temperatur 773-1073K i prędkości odkształcania 0,01-6,7s⁻¹



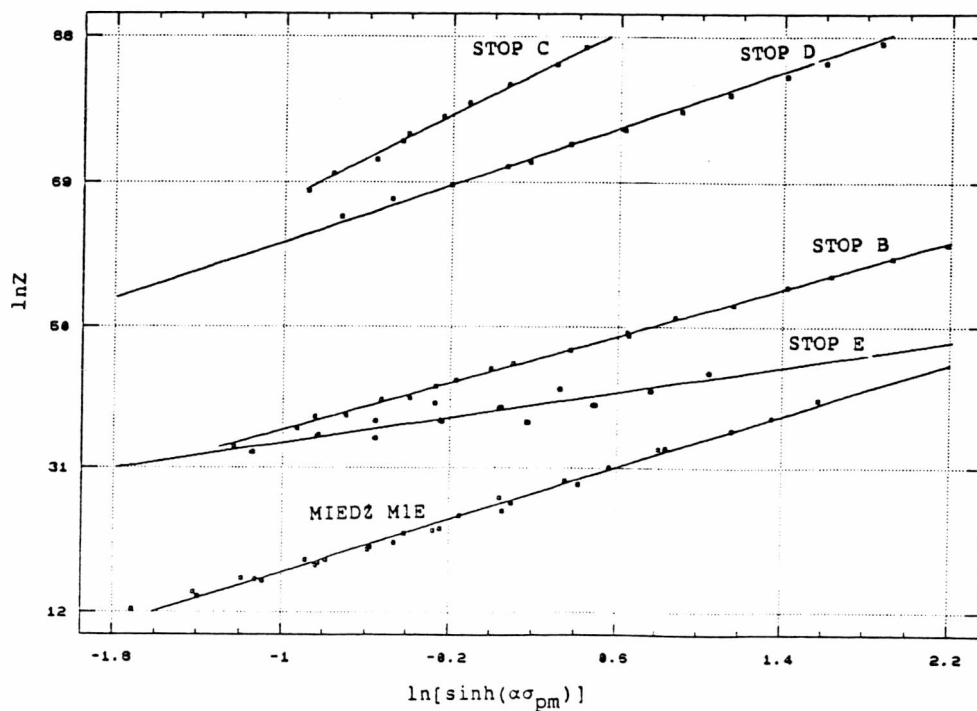
Rys.3.4.1.6. Zależność pomiędzy σ_{pm} i σ_{ps} a parametrem Zenera dla brązu D w zakresie temperatur 773-1073K i prędkości odkształcania $0,01-6,7s^{-1}$



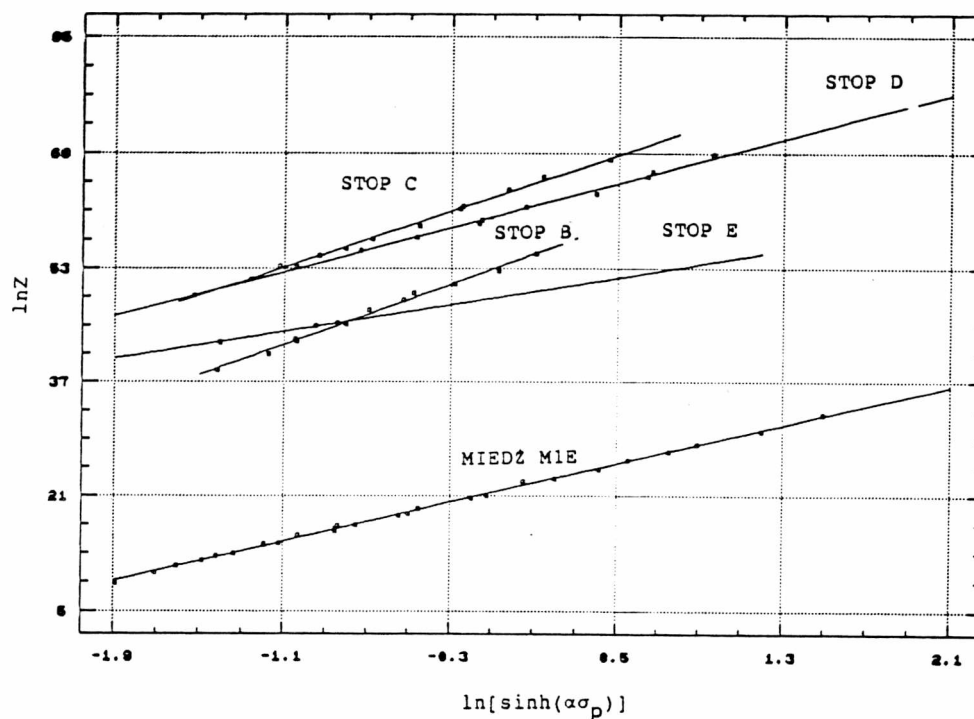
Rys.3.4.1.7. Zależność pomiędzy naprężeniami σ_{pm} i σ_{ps} a parametrem Zenera dla brązu E w zakresie temperatur 973-1073K i prędkości odkształcania $0,01-6,7s^{-1}$

Zależności pomiędzy maksymalnym naprężeniem uplastyczniającym σ_{pm} a warunkami odkształcania opisanymi parametrem Z dla wszystkich badanych stopów zestawiono na rys.3.4.1.8, natomiast na rys.3.4.1.9 przedstawiono zależność pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym w zakresie ustalonego płynięcia σ_{ps} a warunkami odkształcania tych stopów.

Przy korzystaniu z zależności przedstawionych na tych rysunkach należy stosować odpowiednie, dla każdego materiału, wartości α podane w tabeli 3.4.1.2.



Rys.3.4.1.8. Zależność pomiędzy naprężeniem σ_{pm} a parametrem Zenera



Rys.3.4.1.9. Zależność pomiędzy naprężeniem σ_{ps} a parametrem Zenera

Z rysunku 3.4.1.9 wynika, że zależności naprężenia ustalonego płynięcia od warunków odkształcania ($\ln[\sinh(\alpha\sigma_{ps})]$ - $\ln Z$) dla badanych materiałów stanowią zbiór niemal równoległych linii, co umożliwia przedstawienie ich w postaci jednej prostej w układzie

współrzędnych $\ln Z/A_s - \ln [\sinh(\alpha \sigma_{ps})]$. Zależność maksymalnego naprężenia uplastyczniającego od warunków odkształcania $\ln[\sinh(\alpha \sigma_{pm})] - \ln Z$ obrazują proste (rys.3.4.1.8) o dość zróżnicowanym nachyleniu, co uniemożliwia sprowadzenie ich do jednej zależności liniowej.

W celu określenia wpływu zawartości krzemu w badanych materiałach, a tym samym pośrednio energii błędu ułożenia (EBU), która zależy od tej zawartości, na parametry równań podanych w tabeli 3.4.1.3, sporządzono zależność pomiędzy tymi parametrami a zawartością krzemu (rys.3.4.1.10). Na rysunku tym przedstawiono także zależność EBU od zawartości krzemu. Taką zależność EBU od zawartości krzemu uzyskano na podstawie badań przedstawionych w pracach [101, 102] oraz ekstrapolacji wyników uzyskanych przez Coujou [102] w zakresie do 4,8% cięż. Si na stopy o większej zawartości krzemu sięgającej aż do 6% cięż. Si. Ekstrapolację tę oparto na zależności pomiędzy energią błędów ułożenia a energią aktywacji materiałów A, B i C. Zależności te przedstawiono na rys.3.4.1.11. Dla energii aktywacji odpowiadającej maksimum naprężenia uzyskano następującą zależność

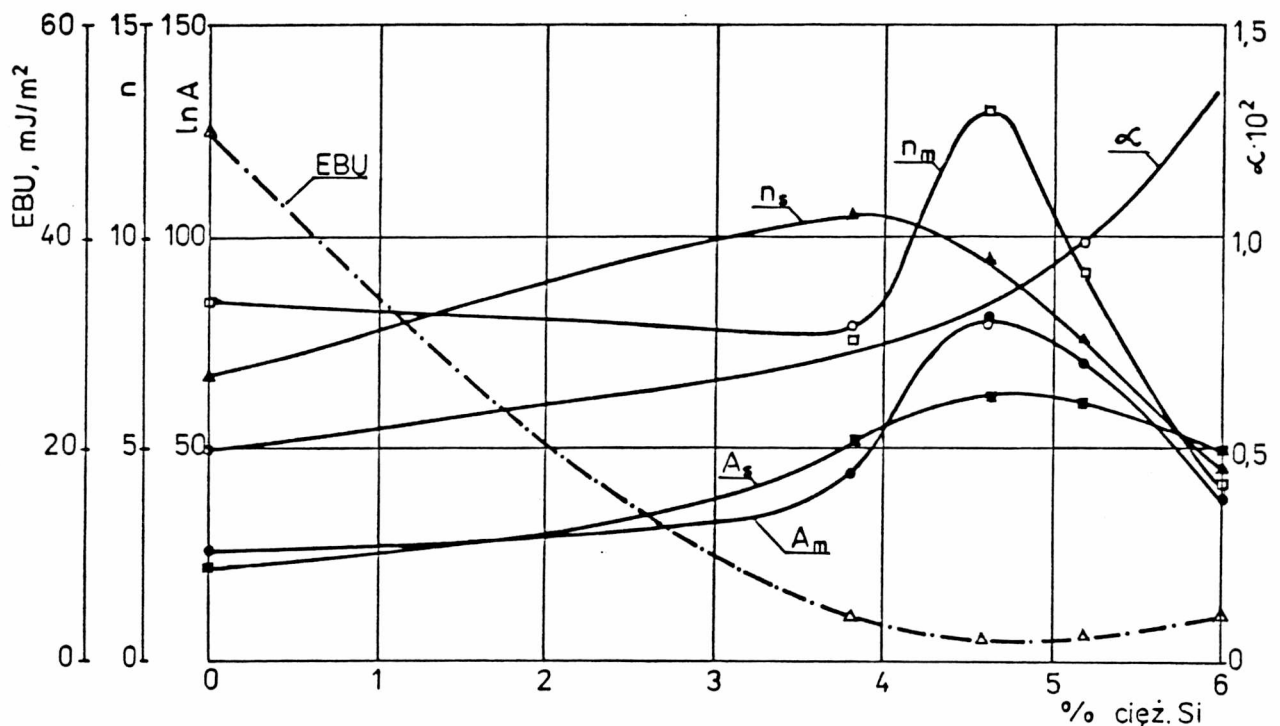
$$Q_m = 1278,45 - 829,68 \ln EBU + 138,38 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.9)$$

$$r = 0,998$$

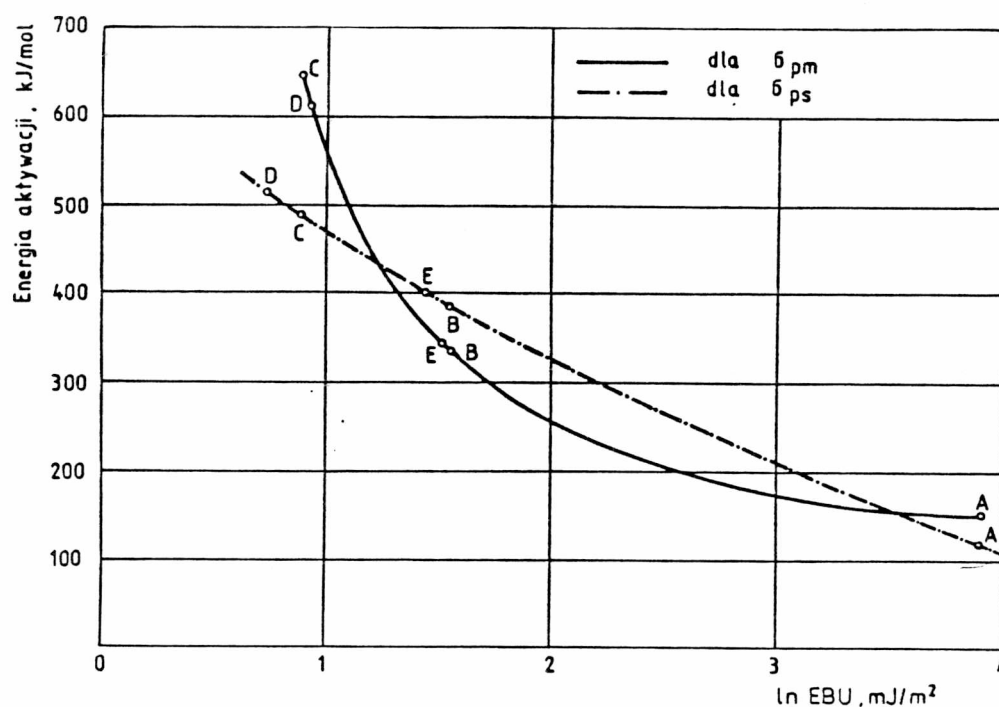
i dla energii aktywacji odpowiadającej ustalonemu płynięciu plastycznemu

$$Q_s = 640,70 - 192,66 \ln EBU + 15,24 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.10)$$

$$r = 0,999.$$



Rys.3.4.1.10. Wpływ zawartości krzemu na parametry równań opisujących naprężenia σ_{pm} i σ_{ps}



Rys.3.4.1.11. Zależność pomiędzy energią aktywacji a energią błędów ułożenia brązów krzemowych

Podstawiając do tych równań energie aktywacji Q_m i Q_s dla stopów D i E obliczono energię błędów ułożenia dla obu tych stopów. Wyliczona z zależności (3.4.1.9) EBU dla stopu D wynosi $2,60 \text{ mJ/m}^2$, dla stopu E $4,56 \text{ mJ/m}^2$, natomiast EBU wyliczona z zależności (3.4.1.10) wynosi dla stopu D $1,98 \text{ mJ/m}^2$ i dla stopu E $4,04 \text{ mJ/m}^2$. Uśredniona wartość EBU dla stopu D wynosi $2,29 \text{ mJ/m}^2$ i dla stopu E $4,3 \text{ mJ/m}^2$. Energia błędów ułożenia ze wzrostem zawartości krzemu w miedzi początkowo zmniejsza się, osiągając przy zawartości krzemu wynoszącej około 4,8% cięż. Si najniższą wartość (odpowiada to współlścienniu fazy α o sieci A1 z fazą κ o sieci A3), i przy dalszym wzroście krzemu zwiększa się, gdy zaczyna dominować faza κ (rys.3.3.1.10). Taka zależność EBU od zawartości krzemu jest zgodna z układem równowagi Cu-Si w podwyższonych temperaturach. Biorąc pod uwagę fakt, że przemiany w stopach Cu-Si są bardzo powolne [103] zależności te można odnosić także do układu metastabilnego istniejącego w niższych temperaturach [104].

Porównując przebiegi zmian parametrów n_m i A_m opisujących maksymalne naprężenia uplastyczniające ze zmianami energii błędów ułożenia zachodzącymi wraz ze wzrostem zawartości krzemu (rys.3.4.1.10) nie trudno zauważyć, że ich przebiegi są wzajemnie odwrotnie proporcjonalne. Podobne zależności uzyskano także dla parametrów n_s i A_s opisujących naprężenie ustalonego płynięcia. Zależności parametrów A_m , n_m , A_s i n_s od EBU można opisać następującymi funkcjami

$$\ln A_m = 141,84 - 90,64 \ln EBU + 15,59 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.11)$$

$$r = 0,985$$

$$\ln n_m = 22,03 - 15,33 \ln EBU + 3,04 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.12)$$

$$r = 0,875.$$

$$\ln A_s = 77,63 - 18,82 \ln EBU + 1,18 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.13)$$

$$r = 0,985$$

$$\ln n_s = 10,56 - 2,54 \ln EBU + 0,40 (\ln EBU)^2 \quad (3.4.1.14)$$

$$r = 0,855.$$

Uzyskany współczynnik korelacji dla zależności n_m i n_s od EBU jest stosunkowo niski, co wynika ze znacznych różnic wartości n_m i n_s pomiędzy stopami B i C oraz D i E. Uzależnienie A_m , n_m , A_s i n_s od zawartości krzemu pozwala uzyskać lepszą korelację.

$$\ln A_m = 27,0 + 21,7 \cdot 10^{-2} Si^8 - 22,9 \cdot 10^{-2} Si^9 + 96,3 \cdot 10^{-3} Si^{10} - 20,0 \cdot 10^{-3} Si^{11} + 20,5 \cdot 10^{-4} Si^{12} - 83,5 \cdot 10^{-6} Si^{13} \quad (3.4.1.15)$$

$$r = 0,988$$

$$n_m = 8,8 - 27,1 Si^2 + 92,3 Si^3 - 128,5 Si^4 + 94,3 Si^5 - 40,3 Si^6 + 10,4 Si^7 - 1,6 Si^8 + 13,1 \cdot 10^{-2} Si^9 - 45,9 \cdot 10^{-4} Si^{10} \quad (3.4.1.16)$$

$$r = 0,972$$

$$\ln A_s = 22,9 + 69,2 \cdot 10^{-1} Si + 28,8 \cdot 10^{-3} Si^4 - 41,8 \cdot 10^{-9} Si^{13} + 63,1 \cdot 10^{-10} Si^{14} \quad (3.4.1.17)$$

$$r = 0,997$$

$$n_s = 6,7 + 1,2 Si - 8,2 \cdot 10^{-6} Si^9 + 1,2 \cdot 10^{-6} Si^{10} \quad (3.4.1.18)$$

$$r = 0,993$$

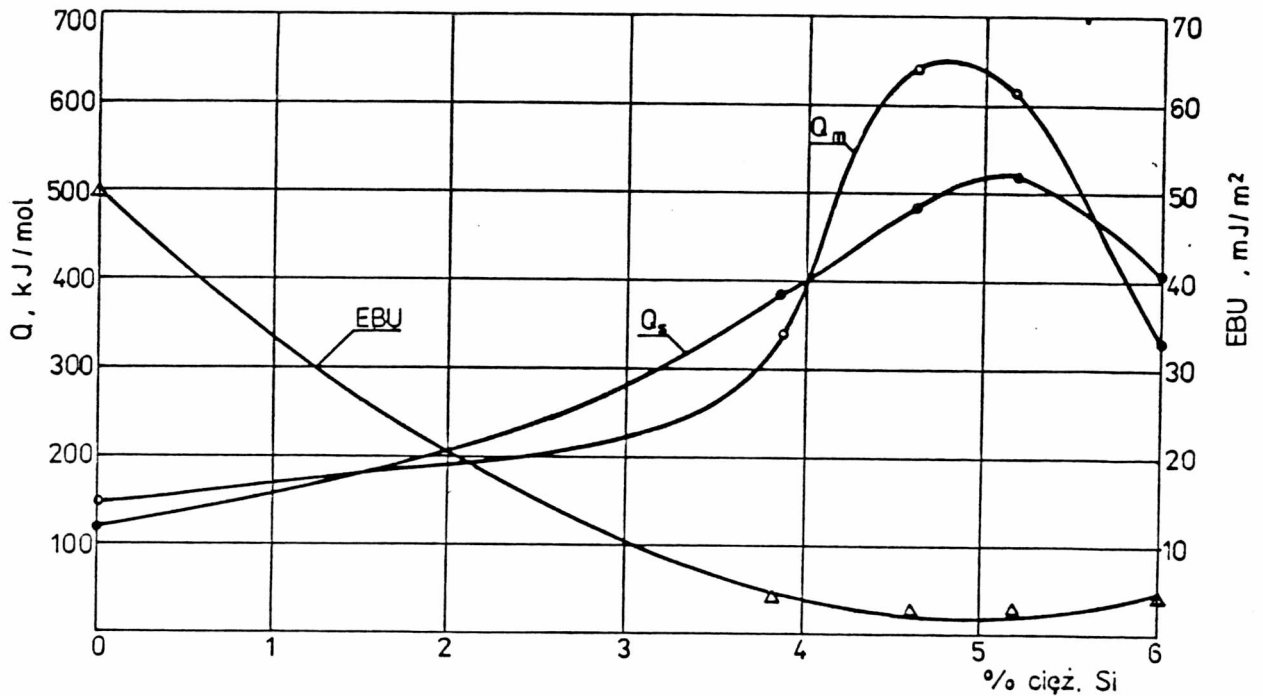
Parametr α charakteryzuje się inną zależnością, obserwuje się stały jego wzrost wraz z zawartością krzemu (rys.3.4.1.10). Zależność tę opisano poniższą funkcją

$$\alpha = 50,4 \cdot 10^{-4} + 37,6 \cdot 10^{-6} Si^3 \quad (3.4.1.19)$$

$$r = 0,974$$

Wpływ zawartości krzemu, a pośrednio energii błędu ułożenia na energię aktywacji, konieczną do zapoczątkowania procesu rekrytalizacji dynamicznej Q_m oraz na energię aktywacji procesu ustalonego płynięcia Q_s przedstawiono na rys.3.4.1.12. Z rysunku tego wynika, że zmiany energii aktywacji Q_m i Q_s są odwrotnie proporcjonalne do zmian energii błędu ułożenia zachodzących ze wzrostem zawartości krzemu w badanych stopach. To znaczy małej energii aktywacji odpowiada wysoka energia błędów ułożenia i odwrotnie - niskiej energii błędu ułożenia odpowiada wysoka energia aktywacji. Takie zależności w metalach o sieci regularnej płasko-centrowanej występują wtedy, gdy proces zdrowienia dynamicznego i osłabienia odkształceniowego przebiega w wyniku poślizgu poprzecznego dyslokacji śrubowych [105], bądź zaniku dyslokacji Lomera-Cottrella [106, 107]. Energia aktywacji poślizgu poprzecznego jest zawsze niższa od energii aktywacji zaniku barier Lomera-Cottrella. Dyslokacje śrubowe spiętrzone na barierach Lomera-Cottrella pokonują je w wyniku poślizgu poprzecznego przed zanikiem tych barier. Można na tej podstawie wnioskować, że omówione procesy w badanych materiałach przebiegają w wyniku poślizgu poprzecznego w znacznym stopniu aktywowanego termicznie, a nie poprzez zanik barier Lomera-Cottrella. Przy czym maksymalną wartość energii aktywacji Q_m uzyskuje się przy nieco mniejszej zawartości krzemu niż maksimum energii aktywacji Q_s . Oznacza to, że wzrost zawartości krzemu bardziej utrudnia zapoczątkowanie rekrytalizacji dynamicznej aniżeli kontynuację jej przebiegu prowadzącego do stabilizacji

naprężenia w wyniku równoważenia się procesów umocnienia i osłabienia zachodzących przy większych odkształceniach.



Rys.3.4.1.12. Wpływ zawartości krzemu na energię aktywacji Q_m i Q_s

Zależność energii aktywacji od zawartości krzemu opisano poniższymi równaniami

$$Q_m = 15,2 \cdot 10^{-36,0 \cdot 10 Si + 13,8 \cdot 10^2 Si^2 - 17,4 \cdot 10^2 Si^3 + 10,1 \cdot 10^2 Si^4 - 28,0 \cdot 10 Si^5 + 31,2 Si^6 - 32,0 \cdot 10^{-1} Si^9 + 22,3 \cdot 10^{-8} Si^{15} - 61,6 \cdot 10^{-12} Si^{19} \quad (3.4.1.20)$$

$$r = 0,991$$

$$Q_s = 1,2 \cdot 10^2 - 44,5 Si + 37,5 \cdot 10 Si^2 - 45,2 \cdot 10 Si^3 + 25,2 \cdot 10 Si^4 - 67,2 Si^5 + 71,8 \cdot 10^{-1} Si^6 - 65,6 \cdot 10^{-4} Si^9 + 36,6 \cdot 10^{-9} Si^{15} - 88,1 \cdot 10^{-13} Si^{19} \quad (3.4.1.21)$$

$$r = 0,999.$$

Takie zależności wynikają z faktu, że obniżenie EBU oznacza coraz większą dysocjację dyslokacji całkowitych na dyslokacje cząstkowe w fazie $\alpha \frac{1}{2}[101] \rightarrow \frac{1}{6}[211] + \frac{1}{6}[12\bar{1}]$ i w fazie $\kappa \frac{1}{3}[11\bar{2}0] = \frac{1}{3}[10\bar{1}0] + \frac{1}{3}[01\bar{1}0]$, do rekombinacji których konieczna jest tym większa energia, im większy jest stopień dysocjacji [108].

Znając zawartość krzemu w stopach Cu-Si z równań (3.4.1.15 - 3.4.1.21), bądź znając EBU z równań (3.4.1.9 - 3.4.1.14 i 3.4.1.19) można wyznaczyć współczynniki w zależności (3.4.1.3) a następnie wartość maksymalnego naprężenia uplastyczniającego oraz wartość naprężenia ustalonego płynięcia podczas odkształcania stopów w zakresie temperatur 293-1073K i przedziale prędkości odkształcania od $0,01s^{-1}$ do $6,7s^{-1}$.

Parametr Zenera-Hollomona zastosowano także do opisu zależności pomiędzy warunkami odkształcenia a wartością odkształcenia ε_{kr} określającego położenie maksimum naprężenia uplastyczniającego. Zależność ta wg Sellarsa [22] ma postać:

$$\varepsilon_{kr} = B_k Z^{l_k} = k_k D^m Z^{l_k} \quad (3.4.1.22)$$

gdzie: B_k, m, l_k, k_k - stałe

D - rozmiary ziaren w materiale wyjściowym w μm .

Wartość $m = 0,5$ [22], natomiast l_k zmienia się od 0,12 do 0,17 [109]. Uwzględniając fakt, iż badane materiały miały stałą wyjściową wielkość ziaren, wartość wykładnika l_k oraz członu $k_k D^m$ wyznaczono metodą najmniejszych kwadratów przedstawiając równanie (3.4.1.22) w układzie podwójnie logarytmicznym

$$\ln \varepsilon_{kr} = l_k \ln Z + \ln B_k \quad (3.4.1.23)$$

Dla miedzi równanie to przyjmuje postać

$$\varepsilon_{kr} = 9,7 \cdot 10^{-3} Z^{0,158} \quad (3.4.1.24)$$

$$r = 0,999$$

Zależność tę przedstawiono na rys.3.4.1.13.

Przyjmując za Sellarsem $m = 0,5$ równanie (3.4.1.24) dla miedzi M1E, której wyjściowa wielkość ziaren wynosiła $D = 150 \mu\text{m}$ można przedstawić następująco

$$\varepsilon_{kr} = 7,92 \cdot 10^{-4} D^{0,5} Z^{0,158} \quad (3.4.1.25)$$

gdzie: D - średnica ziaren w μm .

Zależność ta pozwala wyznaczyć odkształcenie, przy którym rozpoczyna się rekrystalizacja dynamiczna, wg Sellarsa odkształcenie to wynosi 0,67 do 0,86 ε_{kr} , przyjmując 0,7 otrzymujemy:

$$\varepsilon_{krd} = 0,7 \varepsilon_{kr} \quad (3.4.1.26)$$

Istnienie zależności ε_{kr} od Z nasunęło przypuszczenie o możliwości znalezienia korelacji pomiędzy warunkami odkształcania opisanymi parametrem Z a odkształceniem ε_s określającym początek ustalonego płynięcia plastycznego. Założono, że korelacja ta ma podobną postać do równania (3.4.1.22). Przedstawiając w układzie podwójnie logarytmicznym zależność ε_s od Z

$$\varepsilon_s = B_s Z^{l_s} = k_s D^m Z^{l_s} \quad (3.4.1.27)$$

otrzymano poniższe wyrażenie

$$\varepsilon_s = 4,99 \cdot 10^{-2} Z^{0,166} \quad (3.4.1.28)$$

$$r = 0,999.$$

Wprowadzając do tego wyrażenia rozmiary ziaren D przy założeniu takiego samego jak poprzednio wykładnika potęgowego $m = 0,5$ otrzymamy

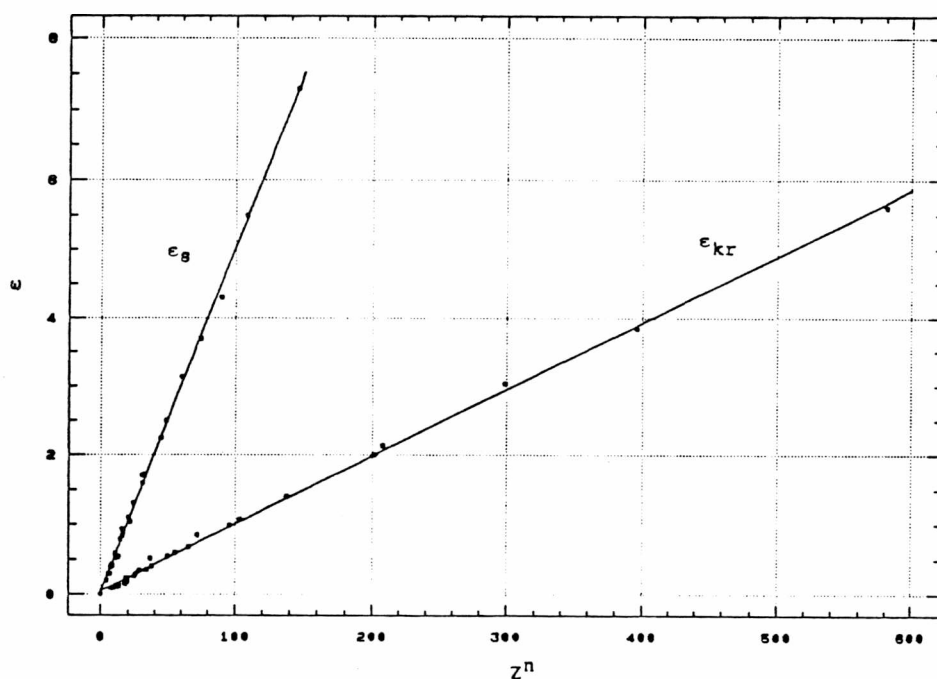
$$\varepsilon_s = 4,07 \cdot 10^{-3} D^{0,5} Z^{0,166} \quad (3.4.1.29)$$

Postępując podobnie opracowano zależności (tab.3.4.1.3) pomiędzy odkształceniem ε_{kr} , określającym położenie maksimum naprężenia uplastyczniającego i odkształceniem ε_s , wyznaczającym początek ustalonego płynięcia a warunkami odkształcenia określonymi parametrem Zenera-Hollomona dla stopów, których skład chemiczny podano w tabeli 3.3.1.2.

Zależności te przedstawiono także na rys.3.4.1.13-3.4.1.17.

Tabela 3.4.1.3. Współczynniki równań opisujących odkształcenie ε_{kr} i ε_s

Ozn. mat.	$\varepsilon_{kr} = B_k Z^{l_k}$				$\varepsilon_s = B_s Z^{l_s}$			
	Q_m kJ/mol	B_k	l_k	r	Q_s kJ/mol	B_s	l_s	r
A	150,6	$1,04 \cdot 10^{-2}$	0,158	0,999	120,2	$4,99 \cdot 10^{-2}$	0,166	0,999
B	343,6	$6,58 \cdot 10^{-3}$	0,081	0,997	385,4	$8,18 \cdot 10^{-4}$	0,136	0,998
C	646,1	$2,87 \cdot 10^{-4}$	0,081	0,998	480,3	$3,24 \cdot 10^{-3}$	0,085	0,999
D	616,5	$4,24 \cdot 10^{-4}$	0,071	0,998	515,9	$3,48 \cdot 10^{-3}$	0,076	0,997
E	337,8	$8,48 \cdot 10^{-4}$	0,118	0,995	401,5	$1,72 \cdot 10^{-2}$	0,091	0,997

Rys.3.4.1.13. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania określonych parametrem Z na odkształcenia ε_{kr} i ε_s dla miedzi M1E

Wpływ zawartości krzemu na parametry B_k , l_k , B_s i l_s w równaniach opisujących ε_{kr} i ε_s przedstawiono na rys.3.4.1.18. Zależności te opisano także poniższymi funkcjami

$$B_k = 10,4 \cdot 10^{-3} + 61,4 \cdot 10^{-3} Si - 88,5 \cdot 10^{-3} Si^2 + 40,9 \cdot 10^{-3} Si^3 - 56,0 \cdot 10^{-4} Si^4 - 86,0 \cdot 10^{-5} Si^5 + 29,0 \cdot 10^{-5} Si^6 - 20,0 \cdot 10^{-6} Si^7 \quad (3.4.1.30)$$

$$r = 0,993$$

$$l_k = 15,4 \cdot 10^{-2} - 18,1 \cdot 10^{-3} Si + 63,8 \cdot 10^{-11} Si^{10} + 16,9 \cdot 10^{-12} Si^{12} \quad (3.4.1.31)$$

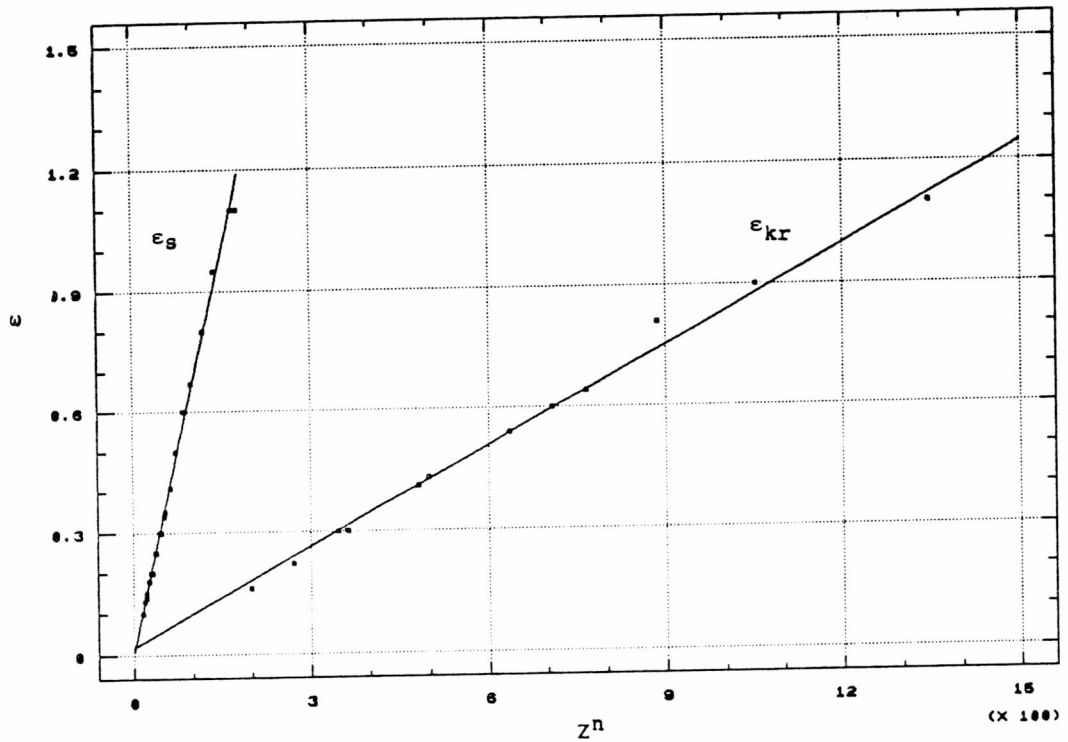
$$r = 0,986$$

$$B_s = -50,1 \cdot 10^{-3} - 18,0 \cdot 10^{-3} Si + 66,0 \cdot 10^{-4} Si^2 - 30,2 \cdot 10^{-4} Si^3 + 43,8 \cdot 10^{-4} Si^4 - 26,7 \cdot 10^{-11} Si^{12} + 38,6 \cdot 10^{-12} Si^{13} \quad (3.4.1.32)$$

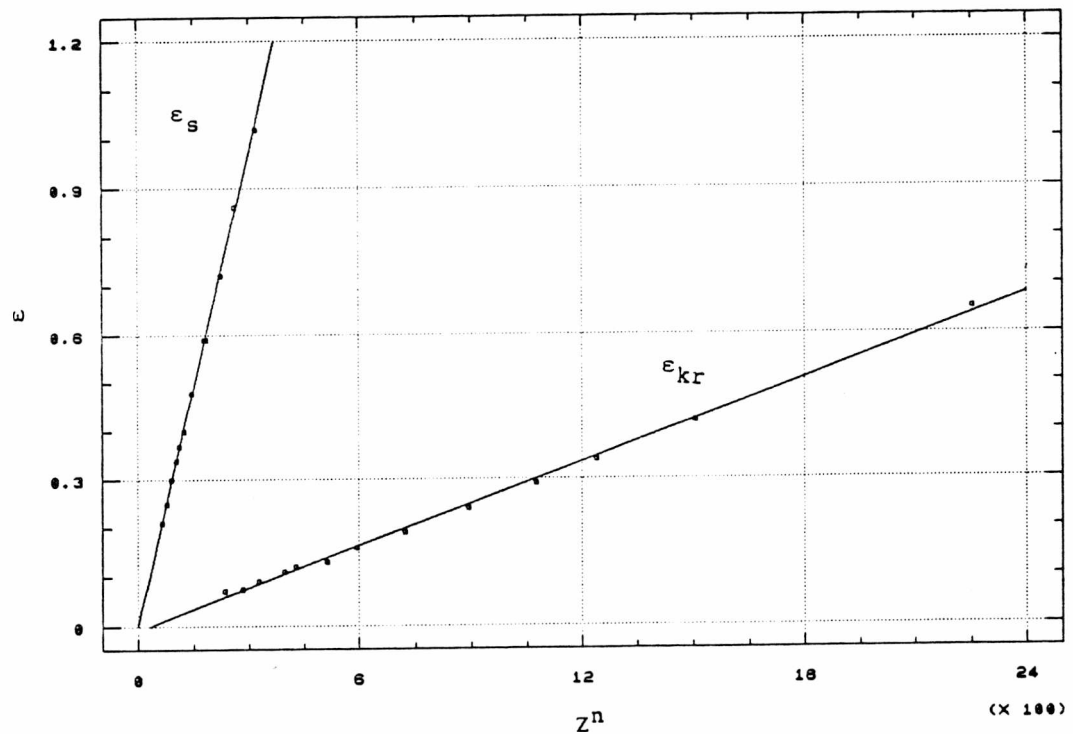
$$r = 0,994$$

$$l_s = 16,7 \cdot 10^{-2} - 10,3 \cdot 10^{-3} \text{Si}^2 + 37,4 \cdot 10^{-4} \text{Si}^3 - 33,0 \cdot 10^{-6} \text{Si}^6 + 28,8 \cdot 10^{-10} \text{Si}^{12} - 40,1 \cdot 10^{-11} \text{Si}^{13} \quad (3.4.1.33)$$

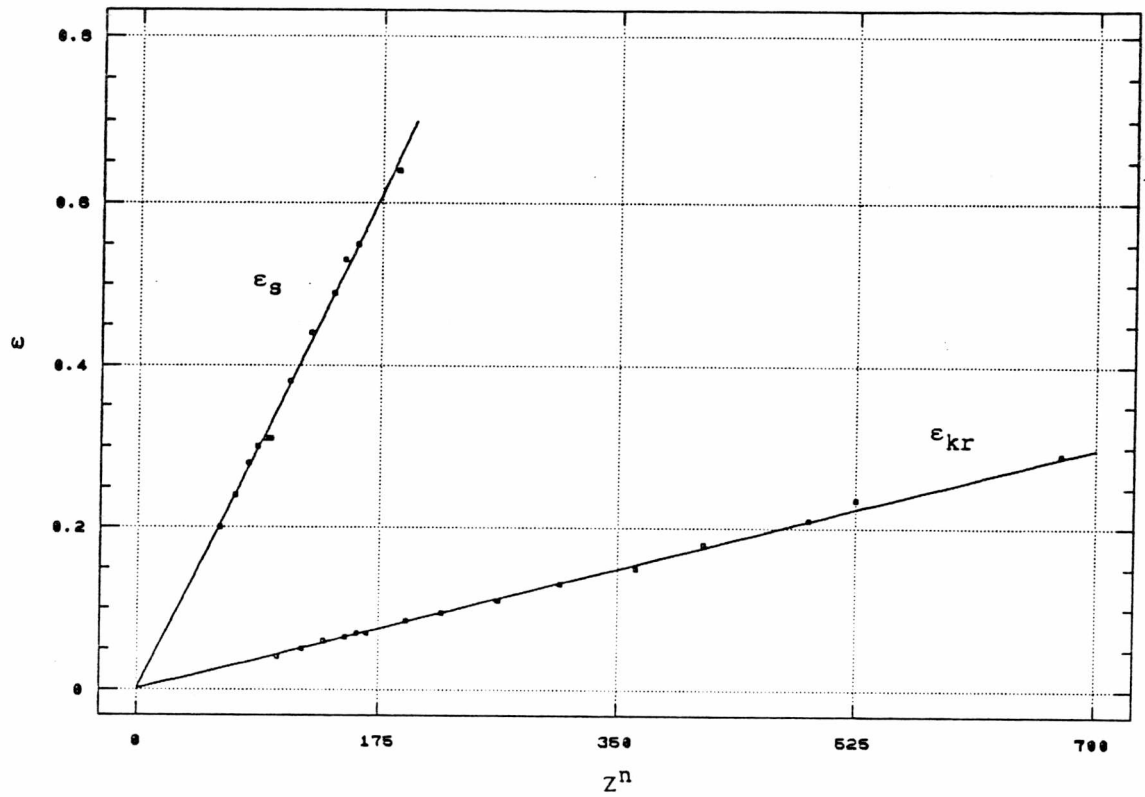
$$r = 0,998$$



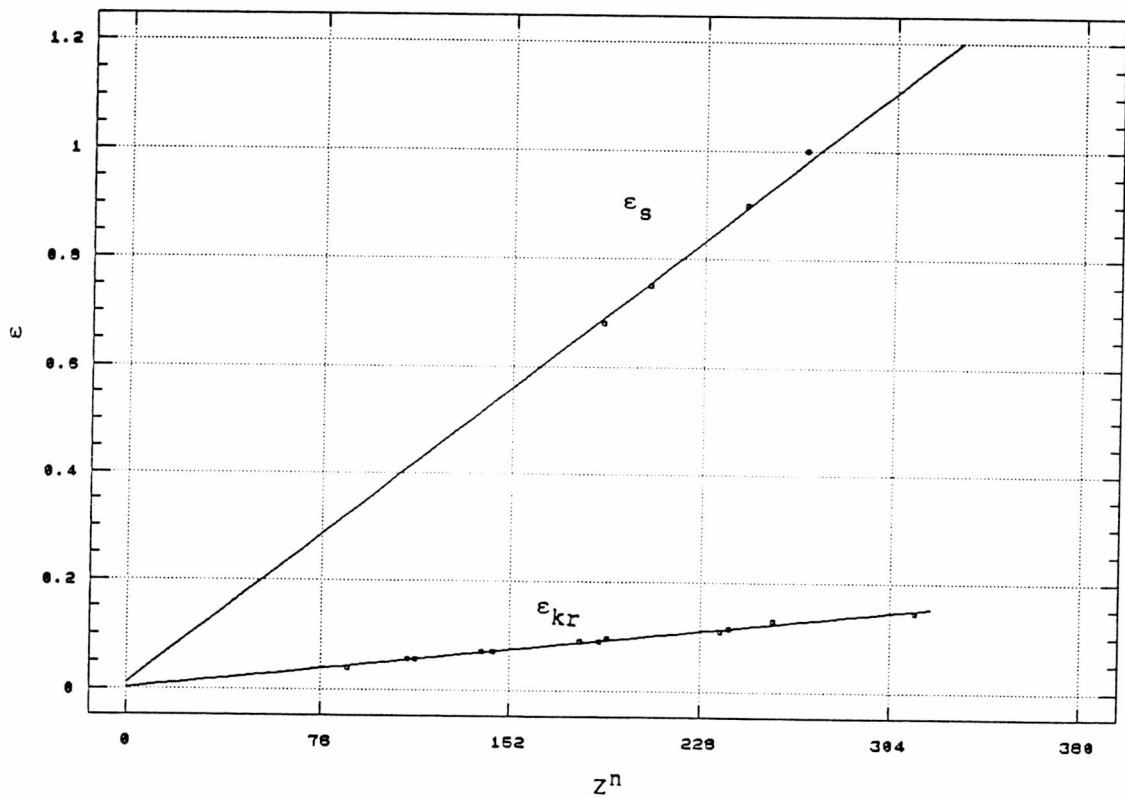
Rys.3.4.1.14. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania określonych parametrem Z na odkształcenia ϵ_{kr} i ϵ_s dla brązu B



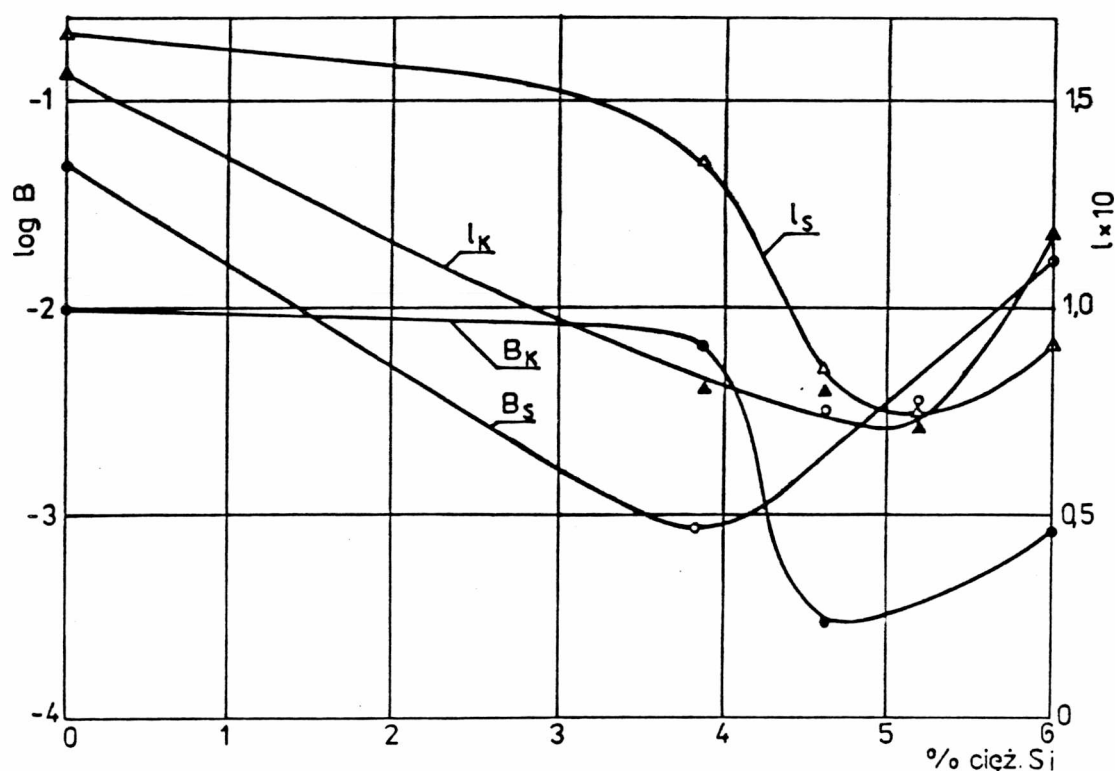
Rys.3.4.1.15. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania określonych parametrem Z na odkształcenia ϵ_{kr} i ϵ_s dla brązu C



Rys.3.4.1.16. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania określonych parametrem Z na odkształcenia ϵ_{kr} i ϵ_s dla brązu D



Rys.3.4.1.17. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania określonych parametrem Z na odkształcenia ϵ_{kr} i ϵ_s dla brązu E



Rys.3.4.1.18. Wpływ zawartości krzemu na parametry równań opisujących odkształcenia ϵ_{KR} i ϵ_S

Biorąc pod uwagę, że wielkość ziaren dla materiału A wynosi $150 \mu\text{m}$, dla stopu B wynosi $145 \mu\text{m}$, dla stopu C - $116 \mu\text{m}$, dla stopu D - $64 \mu\text{m}$ i dla stopu E - $830 \mu\text{m}$ wyznaczono współczynniki występujące w równaniach 3.4.1.22, i 3.4.1.27 pozwalające obliczyć odkształcenia ϵ_{KR} i ϵ_S dla stopów Cu-Si i miedzi o różnych rozmiarach ziaren. Wartości tych współczynników podano w tabeli 3.4.1.4.

Tabela 3.4.1.4. Współczynniki równań opisujących odkształcenia ϵ_{KR} i ϵ_S przy uwzględnieniu rozmiarów ziaren

Oznac. materiału	Wartości współczynników			
	k_K	l_K	k_S	l_S
A	$7,92 \cdot 10^{-4}$	0,158	$4,07 \cdot 10^{-3}$	0,166
B	$5,46 \cdot 10^{-4}$	0,081	$6,79 \cdot 10^{-5}$	0,136
C	$2,66 \cdot 10^{-5}$	0,081	$3,01 \cdot 10^{-4}$	0,085
D	$5,30 \cdot 10^{-5}$	0,081	$4,35 \cdot 10^{-4}$	0,085
E	$2,93 \cdot 10^{-5}$	0,118	$5,97 \cdot 10^{-4}$	0,091

Korzystając z równań (3.4.1.30 - 3.4.1.33) oraz (3.4.1.22) i (3.4.1.27) dla stopów Cu-Si można wyznaczyć położenie maksimum naprężenia uplastyczniającego (ϵ_{KR}) oraz położenie początku ustalonego płynięcia plastycznego (ϵ_S). Stosując zależności (3.4.1.2) i (3.4.1.15-3.4.1.21) oraz (3.4.1.22), (3.4.1.27) i (3.4.1.30-3.4.1.33) można dla stopów Cu-Si o określonej

zawartości krzemu wyznaczyć współrzędne maksimum oraz początku ustalonego płynięcia na krzywej naprężenie uplastyczniające - odkształcenie. Zależności te można z pewnym prawdopodobieństwem, przyjmując za Sellarsem, że w równaniu (3.4.1.22) i (3.4.1.27) $m = 0,5$ rozszerzyć na stopy Cu-Si o różnych rozmiarach ziaren.

Opracowany model fenomenologiczny pozwala wyznaczyć położenie punktów na krzywej naprężenie - odkształcenie, określających maksymalne naprężenie uplastyczniające oraz początek ustalonego płynięcia. Zależności te zostaną wykorzystane do opracowania dalszych modeli opisujących zmiany naprężenia uplastyczniającego, mogą być także użyte do projektowania procesów kształtowania plastycznego badanych materiałów.

3.4.2. Model fenomenologiczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniający procesy strukturalne

3.4.2.1. Wprowadzenie

Do modelowania zmian naprężenia uplastyczniającego zastosowano model oparty na różniczkowym równaniu intensywności umacniania i osłabiania. Równanie to zawiera człon podstawowy, opisujący intensywność umocnienia w temperaturze bazowej, człon intensywności umocnienia wywołanego starzeniem odkształceniowym, człon intensywności dynamicznego zdrowienia - utworzony na podstawie teorii procesów zdrowienia oraz człon intensywności rekrytalizacji dynamicznej. Model ten może być stosowany do temperatur leżących powyżej temperatury bazowej. Przyjmuje się, że w tej temperaturze względna intensywność zdrowienia dynamicznego wynosi zero, podobnie jak i rekrytalizacji dynamicznej. Za temperaturę bazową przyjęto temperaturę pokojową, bowiem model stosowany będzie do obróbki plastycznej na ciepło oraz na gorąco.

3.4.2.2. Opis modelu

Intensywność zmiany naprężenia uplastyczniającego wyraża poniższe równanie

$$\left(\frac{\partial \sigma_p}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} - \left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} - \left(\frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} + \left(\frac{\partial \sigma_{pD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.2.1)$$

gdzie: $\left(\frac{\partial \sigma_p}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność umocnienia w warunkach określonych przez $\varepsilon, \dot{\varepsilon}$ i T

$\left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B}$ - bazowa intensywność umocnienia przy odkształceniu ε w

warunkach określonych przez prędkość bazową $\dot{\varepsilon}_B$ i temperaturą bazową T_B , tj. takich, w których pozostałe człony prawej strony równania (3.4.2.1) są równe zero,

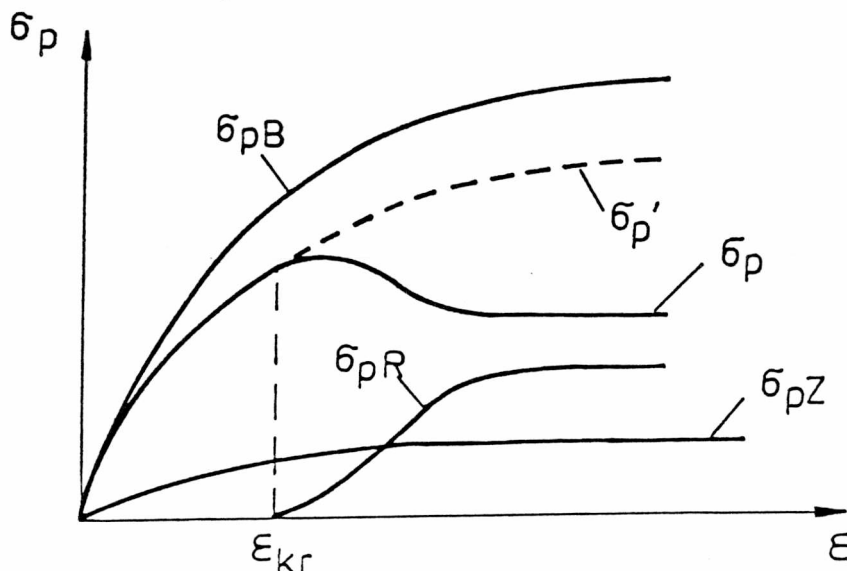
$\left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność osłabienia wywołanego zdrowieniem dynamicznym,

$\left(\frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność osłabienia wywołanego rekrytalizacją dynamiczną,

$\left(\frac{\partial \sigma_{pD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność umocnienia wywołanego starzeniem

odkształceniowym.

Obraz graficzny zależności (3.4.2.1) bez uwzględnienia starzenia odkształceniowego przedstawiono na poniższym rysunku.



Rys.3.4.2.1. Obraz graficzny zależności (3.4.2.1)

Krzywa $\sigma_{pB}(\varepsilon)$ - jest bazową krzywą umocnienia w temperaturze T_B i przy prędkości $\dot{\varepsilon}_B$. Krzywa $\sigma_{pZ}(\varepsilon)$ - określa zmianę naprężenia uplastyczniającego spowodowaną zdrowieniem dynamicznym. Krzywa $\sigma_p'(\varepsilon)$ - jest rzeczywistą krzywą umocnienia bez udziału rekrytalizacji dynamicznej. Krzywa $\sigma_{pR}(\varepsilon)$ - określa zmniejszenie naprężenia wywołane rekrytalizacją dynamiczną i krzywa $\sigma_p(\varepsilon)$ - jest rzeczywistą krzywą umocnienia dla procesów z udziałem zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej.

3.4.2.3. Wyznaczenie bazowej intensywności umocnienia

Za bazową intensywność umocnienia przyjęto intensywność umocnienia określoną z krzywej umocnienia w temperaturze pokojowej, tj. 293K i przy największej zastosowanej prędkości odkształcania, tj. $6,7s^{-1}$. Do opisu bazowej krzywej umocnienia zastosowano funkcję

$$\sigma_{pB} = C(\varepsilon + \varepsilon_o)^n \quad (3.4.2.2)$$

sklejoną w początkowym zakresie odkształceń z funkcją

$$\sigma_{pB} = C_1 \varepsilon \quad \text{dla } \varepsilon_o < 0 \quad (3.4.2.3)$$

lub z funkcją

$$\sigma_{pB} = C_2 \varepsilon + C_3 \varepsilon^2 \quad \text{dla } \varepsilon_o > 0 \quad (3.4.2.4)$$

Sposób sklejenia obrazuje rys.3.4.2.2.

Jeżeli $\varepsilon_o < 0$, to punkt sklejenia ε_{sk} obu funkcji oraz stałą C_1 wyznacza się z rozwiązania dwóch równań wynikających z równości wartości σ_p i $\partial \sigma_p / \partial \varepsilon$ w punkcie sklejenia.

Otrzymuje się następujące zależności:

- punkt sklejenia funkcji ε_{sk}

$$\varepsilon_{sk} = \frac{\varepsilon_o}{n-1}$$

- naprężenie sklejenia funkcji σ_{psk}

$$\sigma_{psk} = C \left(\frac{n}{n-1} \right)^n \varepsilon_o^n$$

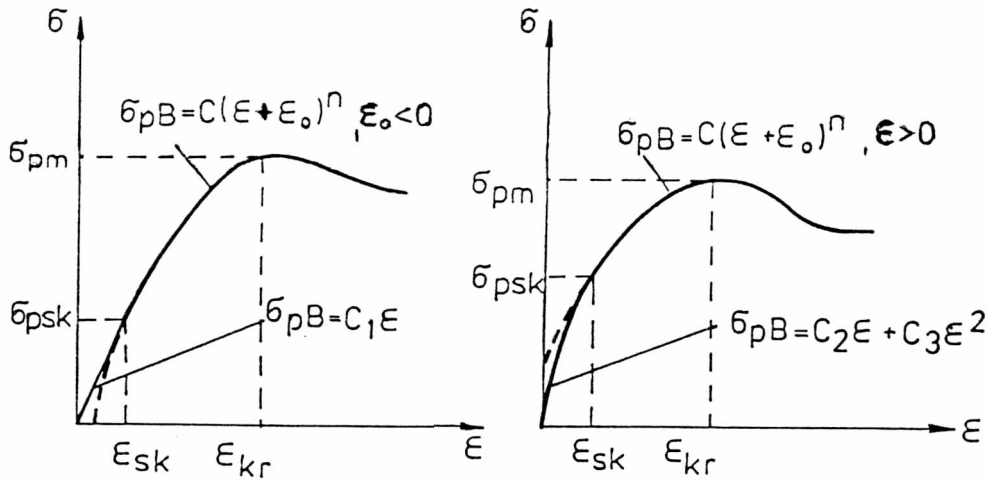
- współczynnik kierunkowy prostej C_1

$$C_1 = Cn \left(\frac{n}{n-1} \right)^{n-1} \varepsilon_o^{n-1}$$

Jeżeli $\varepsilon_o > 0$, to punkt sklejania ε_{sk} przyjmuje się a priori przy bardzo małych odkształceniach, ponieważ zgodność wartości σ_p i $\partial\sigma_p/\partial\sigma$ jest niewystarczająca do określenia położenia punktu sklejania. Wartości C_2 i C_3 oblicza się wtedy z rozwiązania równań wynikających z warunku sklejania funkcji. Wynoszą one

$$C_2 = Cn(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_o)^{n-1} - 2C_3\varepsilon_{sk}$$

$$C_3 = C \left[-(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_o)^n + n\varepsilon_{sk}(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_o)^{n-1} \right] / \varepsilon_{sk}^2$$



Rys.3.4.2.2. Sposób opisu bazowych krzywych umocnienia

Jeżeli $\varepsilon_o \leq 0$, to intensywność umocnienia opisują poniższe zależności

$$\varepsilon \leq \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} = C_1 \quad (3.4.2.5)$$

$$\varepsilon > \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} = Cn(\varepsilon + \varepsilon_o)^{n-1}$$

Jeżeli $\varepsilon_o > 0$, to dla

$$\varepsilon \leq \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} = C_2 + 2C_3 \varepsilon \quad (3.4.2.6)$$

$$\varepsilon > \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} = Cn(\varepsilon - \varepsilon_o)^{n-1}$$

Wartości parametrów bazowych krzywych umocnienia badanych materiałów oraz punktów sklejania podano w tabeli 3.4.2.1.

Tabela 3.4.2.1. Wartości parametrów bazowych krzywych umocnienia oraz punktów sklejenia

Oznaczenie materiału	$\sigma = C(\epsilon_0 + \epsilon)^n$			r^2	ϵ_{sk}
	C	ϵ_0	n		
A	393,7	$2,75 \cdot 10^{-2}$	0,271	0,995	0,0030
B	678,2	$-6,04 \cdot 10^{-3}$	0,272	0,999	0,0083
C	1134,0	$-2,83 \cdot 10^{-3}$	0,328	0,999	0,0043
D	1724,0	$-1,76 \cdot 10^{-4}$	0,270	0,986	0,0024
E	2496,0	$-5,80 \cdot 10^{-4}$	0,369	0,993	0,0009

3.4.2.4. Wyznaczanie intensywności osłabienia wywołanego zdrowieniem dynamicznym

Intensywność osłabienia wywołanego zdrowieniem dynamicznym można opisać poniższym równaniem

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T} = \frac{k}{\dot{\epsilon}} \exp \left\{ - \left[Q - f_o(\sigma_p) \right] / RT \right\} \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.7)$$

gdzie: Q - energia aktywacji procesu zdrowienia,
 $f_o(\sigma_p)$ - funkcja opisująca zmniejszenie energii aktywacji wywołane obecnością pola naprężeń,

k - funkcja zależna od odkształcenia, temperatury i prędkości odkształcania.

Biorąc pod uwagę, że [47]:

$$f_o(\sigma_p) = RTq\sigma_p^2 \quad (3.4.2.8)$$

gdzie: q - parametr materiałowy,

otrzymamy:

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T} = \frac{k}{\dot{\epsilon}} \exp \left(q\sigma_p^2 - \frac{Q}{RT} \right) \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.9)$$

Wprowadzając następnie oznaczenie

$$\gamma = \frac{k}{\dot{\epsilon}} \exp \left(q\sigma_p^2 - \frac{Q}{RT} \right) \quad (3.4.2.10)$$

gdzie: γ - jest funkcją odkształcenia, temperatury i prędkości odkształcania, otrzymujemy

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T} = \gamma \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.11)$$

Do opisu funkcji γ w stałej temperaturze i przy stałej prędkości odkształcania przyjęto postać

$$\gamma = b - a\epsilon \quad (3.4.2.12)$$

gdzie: a i b - stałe materiałowe zależne od warunków odkształcania, tj. temperatury i prędkości odkształcania.

Podstawiając zależność (3.4.2.12) do (3.4.2.11) otrzymujemy wyrażenie na intensywność osłabienia wywołaną zdrowieniem dynamicznym

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = (b - a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.13)$$

Całkując zależność (3.4.2.13) przez części otrzymujemy wyrażenie pozwalające wyznaczyć zmianę naprężenia uplastyczniającego wywołaną zdrowieniem dynamicznym.

$$\sigma_{pZ} = (b - a\varepsilon)(\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + a \int_0^{\varepsilon} (\sigma_{pB})_{\varepsilon_1, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon \quad (3.4.2.14)$$

3.4.2.5. Wyznaczenie intensywności umocnienia wywołanego starzeniem odkształceniowym

Intensywność umocnienia wywołanego starzeniem odkształceniowym materiału o określonej skłonności do starzenia jest proporcjonalna do pola naprężeń jakie towarzyszy odkształceniu, dlatego można ją wyrazić następującą zależnością

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \kappa (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.15)$$

gdzie: κ - stała materiałowa zależna od odkształcenia, prędkości odkształcania, temperatury i rodzaju materiału.

Całkując zależność (3.4.2.15) otrzymujemy wyrażenie na umocnienie wywołane starzeniem odkształceniowym, które stanowi część pracy odkształcenia plastycznego

$$\sigma_{pD} = \kappa \int_0^{\varepsilon} (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon \quad (3.4.2.16)$$

3.4.2.6. Wyznaczanie intensywności osłabienia wywołanego rekrytalizacją dynamiczną

Do opisu intensywności osłabienia wywołanego rekrytalizacją dynamiczną zastosowano poniższą zależność:

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{2(\sigma_{pm} - \sigma_{ps})}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \frac{1}{\cosh^2 \left(\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right)} + \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} + \left(\frac{\partial \sigma_{pD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} - \left(\frac{\partial \sigma_{pZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.2.17)$$

Człon ten w równaniu (3.4.2.1) występuje dopiero po przekroczeniu odkształcenia krytycznego ε_{kr} , przyjęto bowiem, że stopień rekrytalizacji w zakresie odkształceń od $\varepsilon = 0,7\varepsilon_{kr}$ do $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$ jest nieduży i można go w opracowywanym modelu pominąć. Podstawiając wyrażenia (3.4.2.13) i (3.4.2.15) do zależności (3.4.2.17) otrzymamy

$$\left(\frac{\partial \sigma_{pR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{2(\sigma_{pm} - \sigma_{ps})}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \frac{1}{\cosh^2 \left(\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right)} + (1 - b + a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} + \kappa (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.18)$$

Całkując powyższą zależność przy założeniu, że temperatura i prędkość odkształcania jest stała otrzymujemy:

$$\sigma_{pR} = \frac{\sigma_{ps} - \sigma_{pm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + (\kappa - a) \int_{\varepsilon_{kr}}^{\varepsilon} (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon + C \quad (3.4.2.19)$$

Przeprowadzone badania wykazały, że niezależnie od warunków odkształcania dla wszystkich badanych stopów różnice pomiędzy wartościami κ i a są pomijalnie małe, zależność (3.4.2.19) przedstawia się więc w postaci

$$\sigma_{pR} = \frac{\sigma_{ps} - \sigma_{pm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + C \quad (3.4.2.20)$$

Stałą całkowania wyznacza się z warunku, że rekrytalizacja dynamiczna rozpoczyna się, gdy odkształcenie osiąga wartość odkształcenia krytycznego, a więc dla $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$, $\sigma_{pR} = 0$.

Wyznaczona z tego warunku stała całkowania C wynosi:

$$C = \frac{\sigma_{pm} - \sigma_{ps}}{2} \operatorname{tgh} 2 - (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon_{kr}, \dot{\varepsilon}_B, T_B}$$

Z rysunku 3.4.2.2 wynika, że dla $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$ wyrażenie $(1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon_{kr}, \dot{\varepsilon}_B, T_B} = \sigma_{pm}$

co pozwala wyznaczyć stałą całkowania w postaci

$$C = - \frac{0,966\sigma_{ps} + 1,046\sigma_{pm}}{2} \quad (3.4.2.21)$$

Ostatecznie zależność (3.4.2.21) przyjmuje postać:

$$\sigma_{pR} = \frac{\sigma_{ps} - \sigma_{pm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} - \frac{0,96\sigma_{ps} + 1,04\sigma_{pm}}{2} \quad (3.4.2.22)$$

3.4.2.7. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego naprężenie uplastyczniające

Końcowy model ma dwie postacie zależne od zakresu odkształceń. Dla odkształceń mniejszych od odkształceń krytycznych $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$, a więc w takich warunkach, w których nie zachodzi rekrytalizacja dynamiczna, model opisujący naprężenie uplastyczniające otrzymamy podstawiając zależności (3.4.2.13) i (3.4.2.15) do równania (3.4.2.1).

$$\left(\frac{\partial \sigma_p}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = (1 - b + a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{pB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + \kappa (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.23)$$

Całkując przez części powyższe równanie otrzymujemy zależność na σ_p

$$\sigma_p = (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + (\kappa - a) \int (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon + C_1$$

Biorąc pod uwagę, że $\kappa = a$, stałą całkowania C_1 wyznaczono z warunku, że dla $\varepsilon = 0$,

$\sigma_p = 0$ i $\sigma_{pB} = 0$, co oznacza $C_1 = 0$.

Ostatecznie w zakresie odkształceń $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$

$$\sigma_p = (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{pB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.2.24)$$

W zakresie odkształceń większych od krytycznych $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$ model opisujący naprężenie uplastyczniające otrzymamy podstawiając zależności (3.4.2.14), (3.4.2.16) i (3.4.2.22) do równania (3.4.2.1).

$$\sigma_p = \frac{\sigma_{pm} - \sigma_{ps}}{2} \tanh \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + \frac{0,96\sigma_{ps} + 1,04\sigma_{pm}}{2} \quad (3.4.2.25)$$

Pełny model matematyczny opisujący naprężenie uplastyczniające składa się z zależności (3.4.2.24) dla odkształcenia $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$ i z zależności (3.4.2.25) dla odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$. Korzystanie z tego modelu wymaga znajomości bazowych krzywych umocnienia oraz zależności σ_{pm} , σ_{ps} , $\varepsilon_s, \varepsilon_{kr}$, b i a od temperatury i prędkości odkształcania dla poszczególnych stopów. Zależność σ_{pm} i σ_{ps} od warunków odkształcania opisana jest równaniem (3.4.1.2), które po przekształceniu przyjmuje postać

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (3.4.2.26)$$

Wartości współczynników α , A , n i energii aktywacji Q podano w tabeli 3.4.1.3.

Wartości odkształceń ε_{kr} i ε_s wyznaczono korzystając z równań (3.4.1.22) i (3.4.1.27) oraz tabel 3.4.1.4 lub 3.4.1.5.

Zależność parametrów materiałowych a i b od temperatury i prędkości odkształcania opisano poniższymi równaniami:

Stop A

- Współczynnik a

$$a = 0 \quad \text{dla} \quad 293K \leq T < T_{ga} \quad (3.4.2.27)$$

$$a = -28,65 \cdot 10^{-2} + 5 \cdot 10^{-4} T \quad \text{dla} \quad T_{ga} \leq T \leq 1073K \quad (3.4.2.28)$$

- Współczynnik b

$$b = -\frac{\ln \dot{\varepsilon} + 23,96}{69,62} + 12,78 \cdot 10^{-4} T \quad \text{dla} \quad 293K \leq T < T_{gb} \quad (3.4.2.29)$$

$$b = -27,74 \cdot 10^{-2} - 26,27 \cdot 10^{-3} \ln \dot{\varepsilon} + 14,23 \cdot 10^{-4} T - 5 \cdot 10^{-7} T^2 \quad \text{dla} \quad T_{gb} \leq T \leq 1073K \quad (3.4.2.30)$$

Stop B

- Współczynnik a

$$a = 0 \quad \text{dla} \quad 293K \leq T < T_{ga} \quad (3.4.2.31)$$

$$a = \exp \left(\frac{T - 12,57 \cdot 10^2}{144,3} \right) + 42,9 \cdot 10^{-4} + 93,56 \cdot 10^{-4} \ln \dot{\varepsilon} \quad \text{dla} \quad T_{ga} \leq T \leq 1073K$$

- Współczynnik b

$$b = -\frac{\ln \dot{\varepsilon} + 8,04}{30,35} + 9 \cdot 10^{-4} T \quad \text{dla} \quad 293K \leq T < T_{gb} \quad (3.4.2.32)$$

$$b = -47,54 \cdot 10^{-2} - 19,8 \cdot 10^{-3} \ln \dot{\varepsilon} + 17,23 \cdot 10^{-4} T - 5 \cdot 10^{-7} T^2 \quad \text{dla} \quad T_{gb} \leq T \leq 1073K \quad (3.4.2.33)$$

Stop C

- Współczynnik a

$$a = 0 \text{ dla } 293K \leq T < T_{ga}$$

$$a = \exp\left(\frac{T - 12,38 \cdot 10^2}{144,3}\right) + 42,9 \cdot 10^{-3} + 93,56 \cdot 10^{-4} \ln \dot{\varepsilon} \text{ dla } T_{ga} \leq T \leq 1073K \quad (3.4.2.34)$$

$$\text{- Współczynnik b} \quad (3.4.2.35)$$

$$b = -\frac{\ln \dot{\varepsilon} + 20,27}{30,35} + 25 \cdot 10^{-4} T \text{ dla } 293K \leq T < T_{gb}$$

$$b = -11,94 \cdot 10^{-2} - 10,56 \cdot 10^{-3} T \ln \dot{\varepsilon} + 14,2 \cdot 10^{-4} T - 5 \cdot 10^{-7} T^2 \text{ dla } T_{gb} \leq T \leq 1073K \quad (3.4.2.36)$$

Stop D

- Współczynnik a

$$a = 0 \text{ dla } 293K \leq T < T_{ga}$$

$$a = -1,11 - 14,03 \cdot 10^{-3} \ln \dot{\varepsilon} + 20,2 \cdot 10^{-4} T - 5 \cdot 10^{-7} T^2 \text{ dla } 293K \leq T \leq T_{gb} \quad (3.4.2.37)$$

- Współczynnik b

$$b = 13,19 \cdot 10^{-2} - 22,14 \cdot 10^{-2} \dot{\varepsilon} + 22,3 \cdot 10^{-4} \dot{\varepsilon}^2 + (70 \cdot 10^{-5} - 84,06 \cdot 10^{-7} \dot{\varepsilon} + 13 \cdot 10^{-6} \dot{\varepsilon}^2) T \text{ dla } 293K \leq T < T_{gb} \quad (3.4.2.38)$$

$$b = 29,49 \cdot 10^{-2} - 84,45 \cdot 10^{-4} \ln \dot{\varepsilon} + 16,2 \cdot 10^{-4} T - 50,0 \cdot 10^{-8} T^2 \text{ dla } T_{gb} \leq T \leq 1073K$$

$$(3.4.2.39)$$

Temperatury graniczne dla:

Stop A

$$T_{ga} = 523K$$

$$T_{gb} = \frac{-B_{03} + B_{13} - \Delta^{1/2}}{2B_{04}} \quad (3.4.2.40)$$

$$\text{gdzie: } \Delta = (B_{03} - B_{13})^2 - 4 \left[B_{01} + \ln \dot{\varepsilon} \left(B_{02} - \frac{1}{B_{12}} \right) - \frac{B_{11}}{B_{12}} \right] B_{04} \quad (3.4.2.41)$$

Współczynniki B_{1i} i B_{0i} to kolejne stałe w równaniach (3.4.2.29) i (3.4.2.30) wg poniższego schematu

$$b = \frac{\ln \dot{\varepsilon} + B_{11}}{B_{12}} + B_{13} = -\frac{\ln \dot{\varepsilon} + 23,96}{69,62} + 12,78 \cdot 10^{-4} T$$

$$b = B_{01} + B_{02} \ln \dot{\varepsilon} + B_{03} T + B_{04} T^2 = -27,74 \cdot 10^{-2} - 26,27 \cdot 10^{-3} \ln \dot{\varepsilon} + 14,23 \cdot 10^{-4} T - 5 \cdot 10^{-7} T^2 \quad (3.4.2.41)$$

Stop B

$$T_{ga} = 700 + 20(\dot{\varepsilon} - 0,01)$$

$$T_{gb} = 550 + 40(\dot{\varepsilon} - 2)$$

Stop C

$$T_{ga} \text{ i } T_{gb} \text{ jak dla stopu B}$$

Stop D

$$T_{ga} = T_{gb} = 623 + 29,89(\dot{\varepsilon} - 0,01). \quad (3.4.2.42)$$

3.4.2.8. Opis programu

Program służy do wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia brązów krzemowych i miedzi w zakresie temperatur 293 - 1073K oraz prędkości odkształcania $0,01 - 6,7s^{-1}$ bez uwzględnienia historii odkształcania. Obliczenia można przeprowadzać także w innych warunkach odkształcania, lecz dokładność odwzorowania krzywych naprężenie uplastyczniające- odkształcenie jest wtedy obarczona większym błędem.

Po uruchomieniu programu w środku ekranu pojawia się MENU, z którego wybieramy opcje przez podświetlenie właściwego pola i naciśnięcie [ENTER]. W dalszej kolejności podajemy wartości, o które pyta program zawsze akceptując przez naciśnięcie [ENTER].

Opcje MENU:

- * Zapis punktów do zbioru - umożliwia wprowadzenie pliku doświadczalnych par punktów (EPS, SIGMA), które następnie mogą zostać wyświetlone w celu porównania z krzywą obliczeniową.

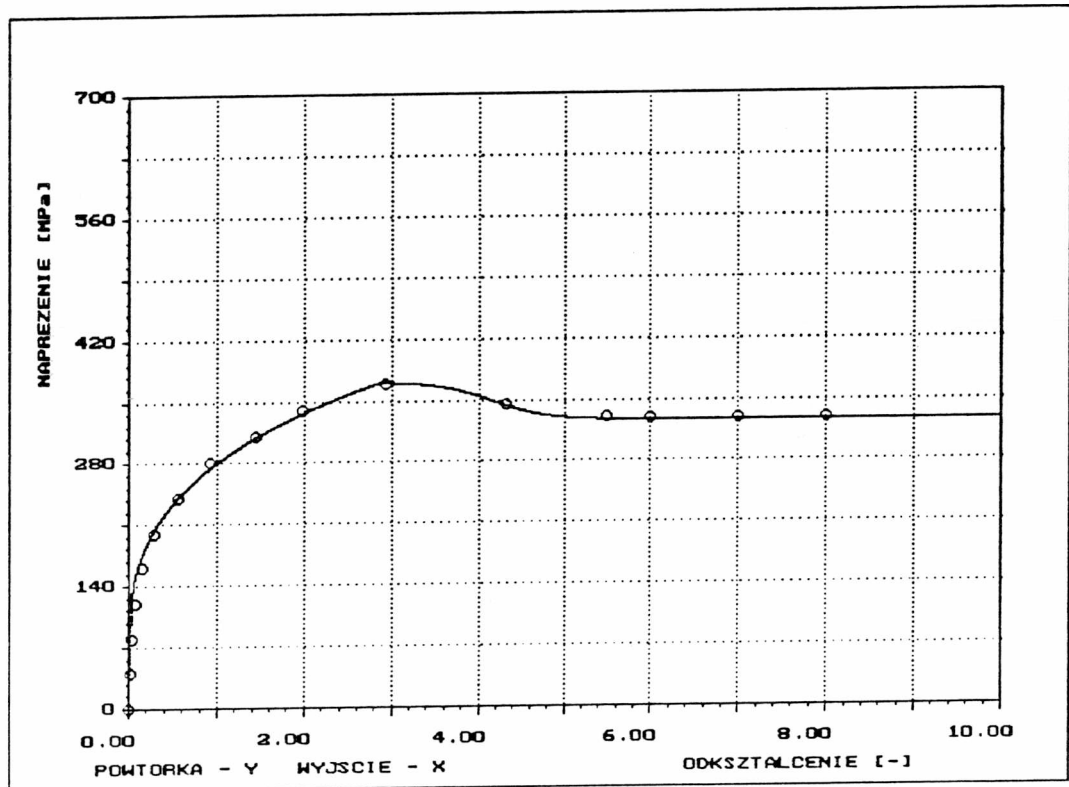
- * Zdrowienie - wykorzystane jest do określenia wartości współczynników a i b odpowiedzialnych za kształt przebiegu krzywej umocnienia w zakresie odkształceń obejmujących zdrowienie.

- * Krzywa umocnienia - zasadnicza procedura prowadząca do uzyskania wykresu krzywej umocnienia wraz z odpowiadającymi jej przebiegami zmian prędkości odkształcania i temperatury. Na początku należy podać stałe materiałowe i współczynniki stosowane w obliczeniach. Można tego dokonać w dwojaki sposób - podając symbol stopu (program wczyta odpowiednie stałe zawarte w programie) albo wciskając [x] - wtedy będziemy pytani o kolejne stałe i współczynniki. Jeżeli podczas odkształcania zmienia się temperatura lub prędkość odkształcania, to cały zakres odkształceń dzielimy na odpowiednią liczbę przedziałów, następnie wprowadzamy liczbę zmienności prędkości odkształcania lub temperatury a następnie podajemy ich wartości na krańcach odpowiednich przedziałów. Kolejny krok to decyzja czy wprowadzamy na ekran punkty doświadczalne (EPS, SIGMA), jeśli tak - wpisujemy nazwę pliku. Nazwę pliku tworzymy w ten sposób, że pierwsza litera oznacza symbol stopu, trzy kolejne cyfry oznaczają prędkość odkształcania oraz końcowe trzy cyfry poprzedzone literą t określają temperaturę, np b060t573 - oznacza nazwę pliku z punktami doświadczalnymi dla stopu b przy prędkości $0,6s^{-1}$ i w temperaturze 573K (uwaga 73 - 1173K).

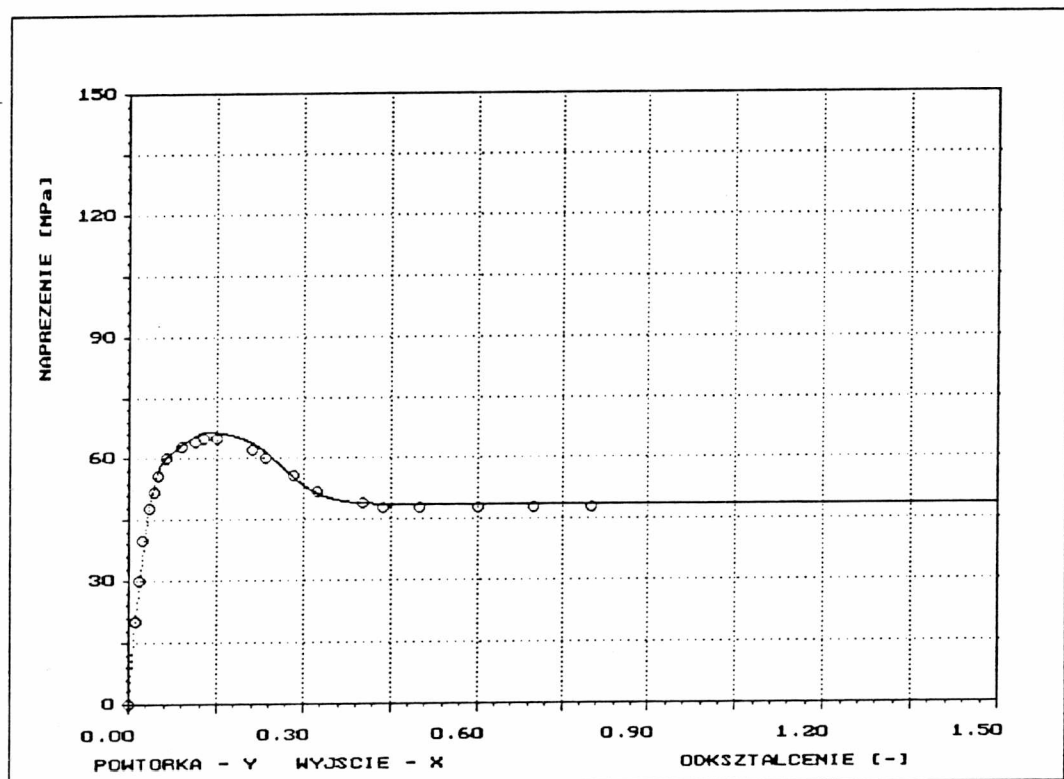
Przełączenie pomiędzy wykresem krzywej umocnienia a odpowiadającym jej obrazem zmian prędkości odkształcania oraz temperatury zrealizowano przy pomocy klawiszy funkcyjnych F1 i F2. Drukowanie krzywych następuje przez wciśnięcie klawisza "p".

3.4.2.9. Zastosowanie opracowanego modelu do opisu naprężenia uplastyczniającego

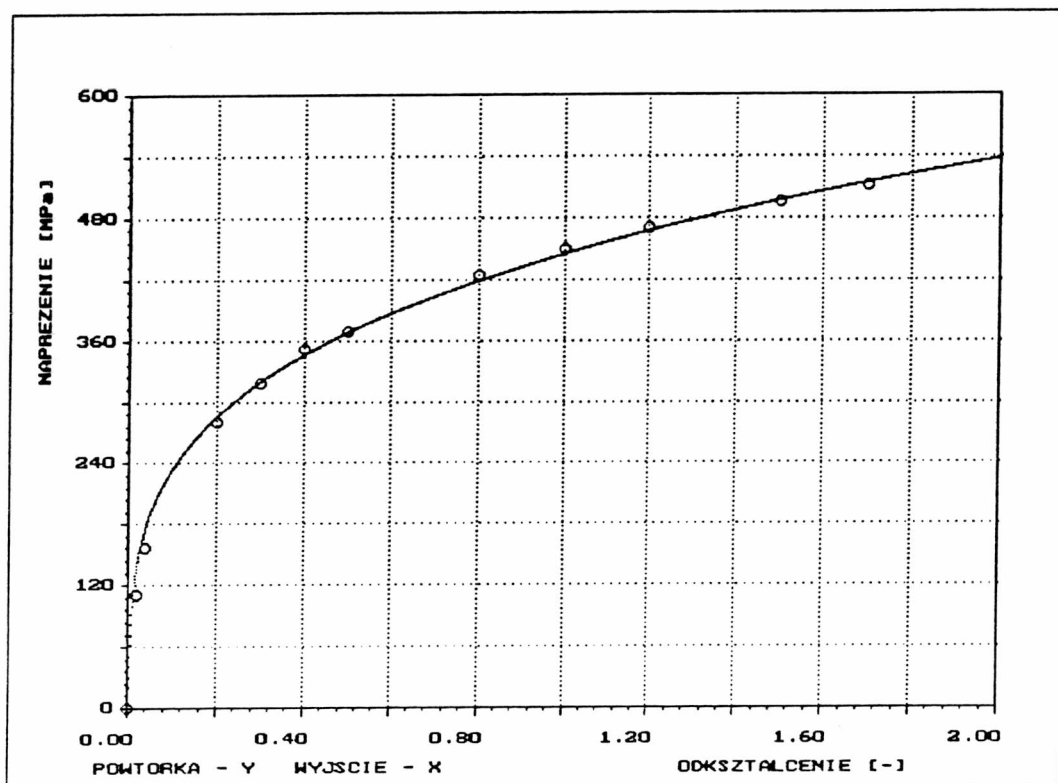
Wybrane przebiegi naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia wyznaczone z modelu uwzględniającego procesy strukturalne dla badanych materiałów przedstawiono na rys.3.4.2.3 - 3.4.2.10.



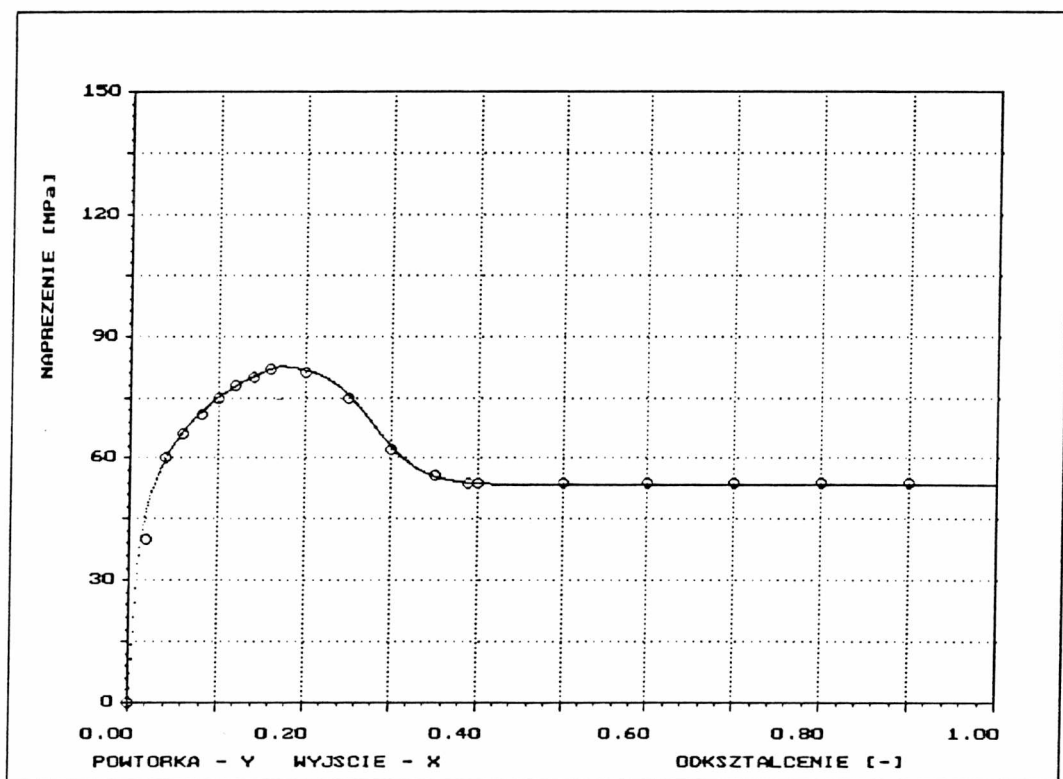
Rys.3.4.2.3. Krzywa σ_p - ϵ dla materiału A w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



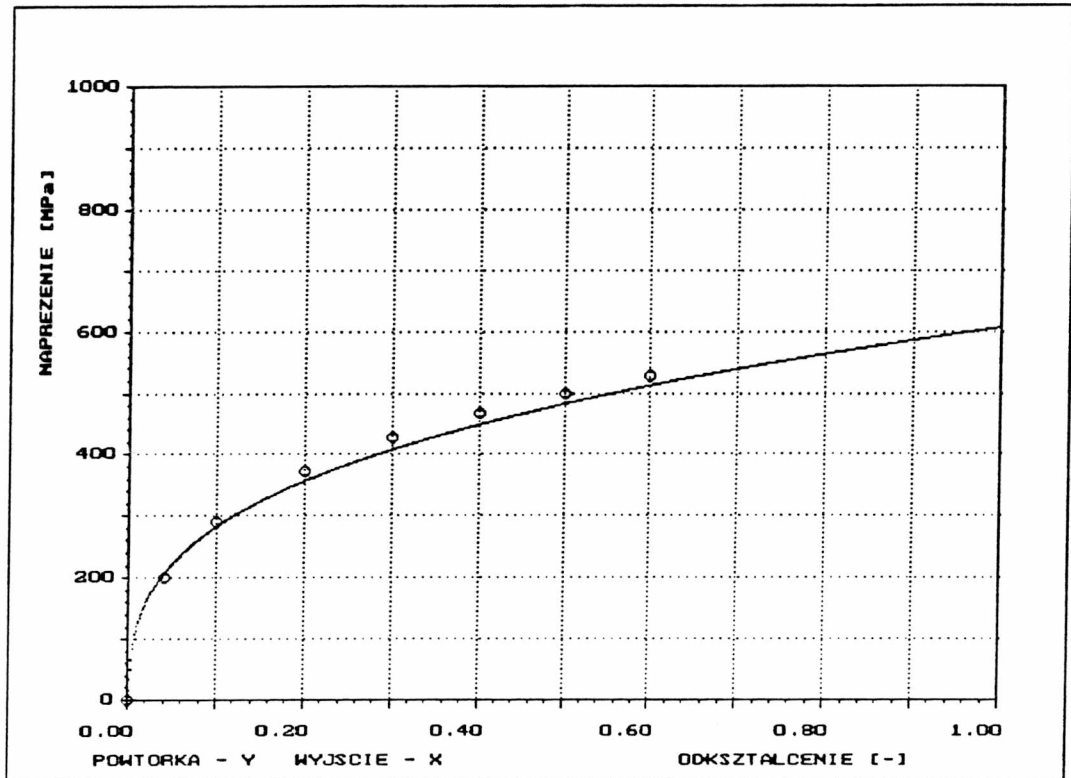
Rys.3.4.2.4. Krzywa σ_p - ϵ dla materiału A w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



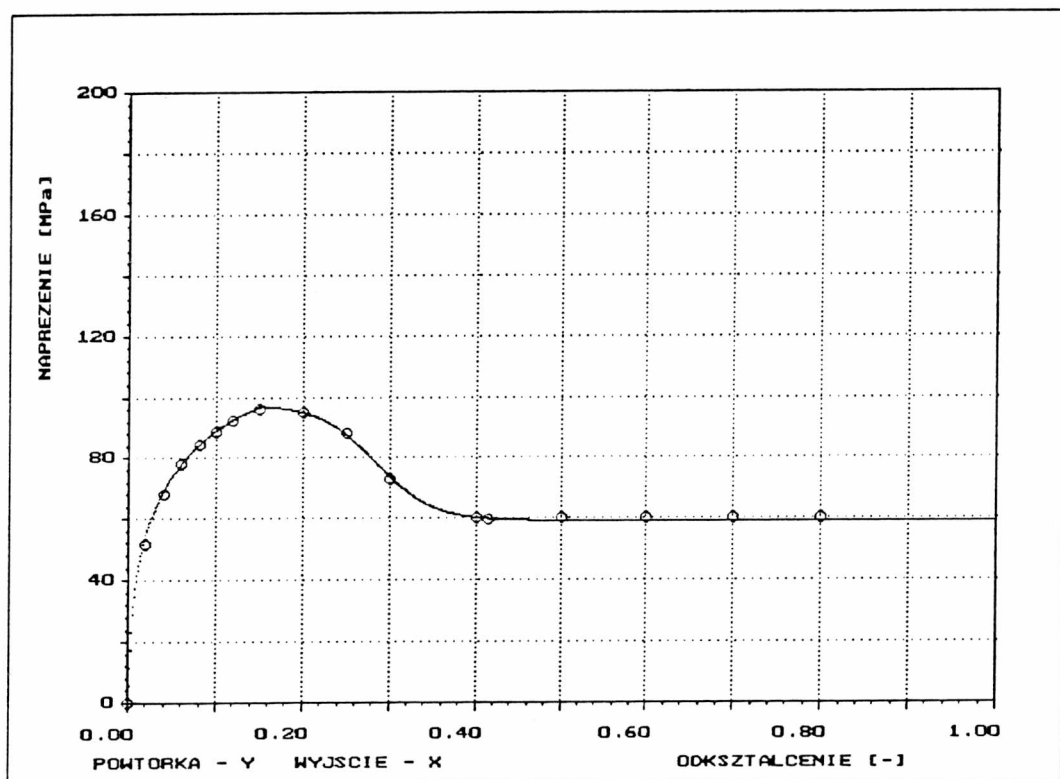
Rys.3.4.2.5. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



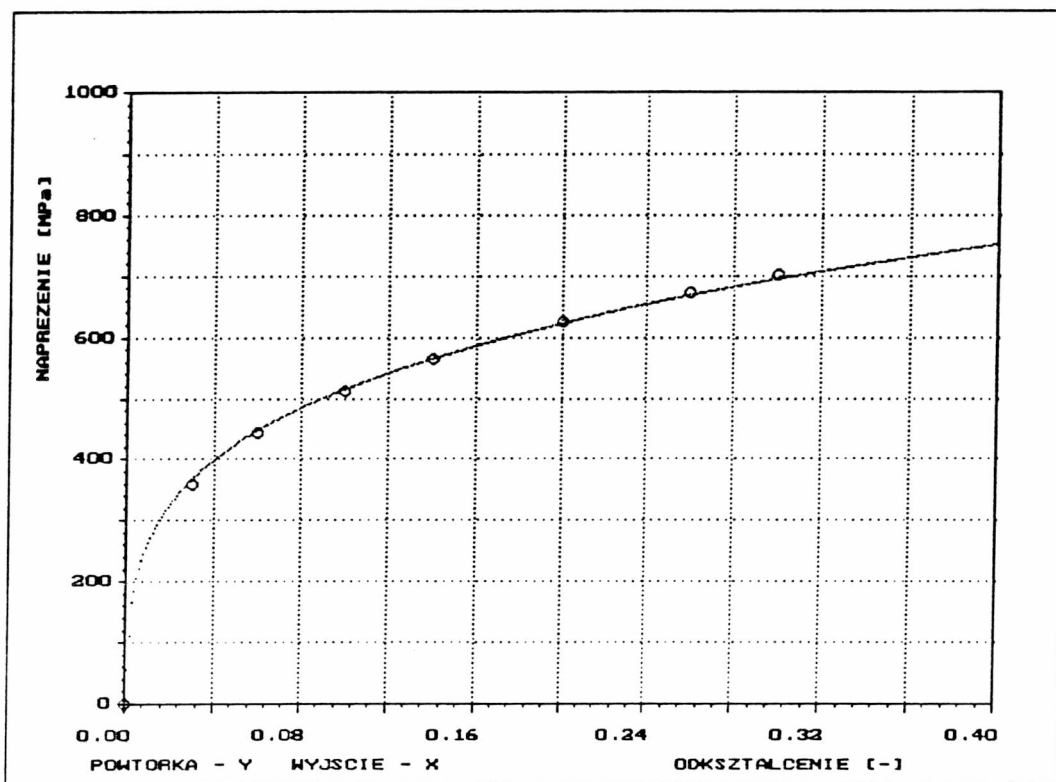
Rys.3.4.2.6. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



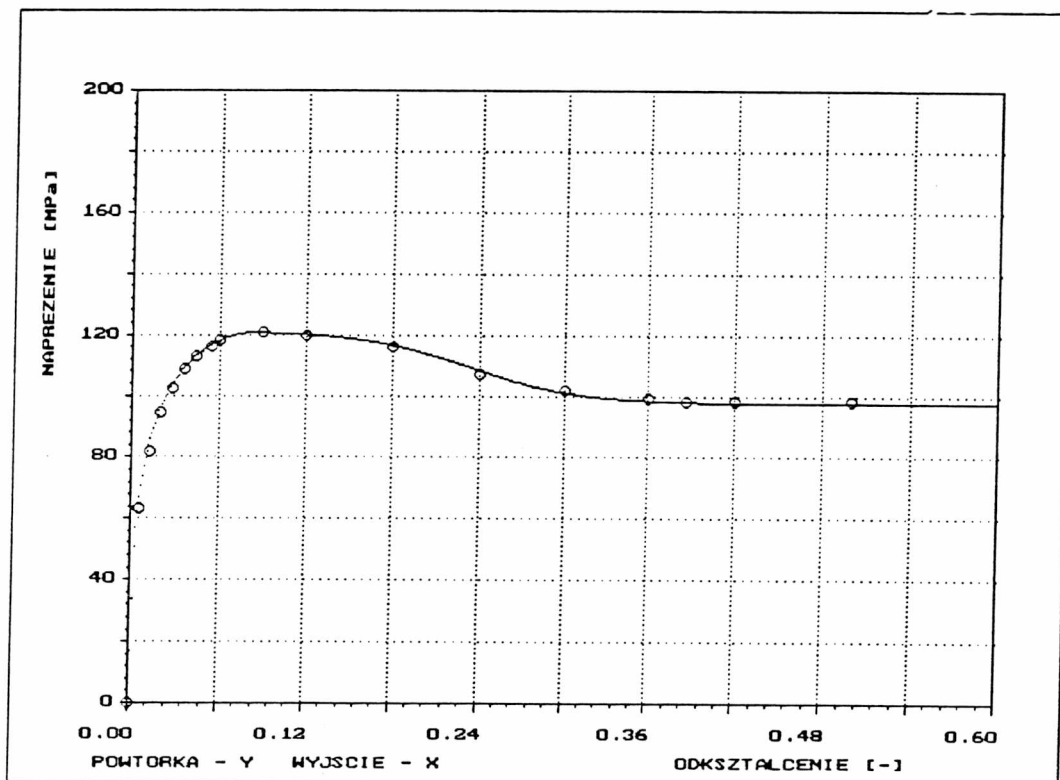
Rys.3.4.2.7. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu C w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



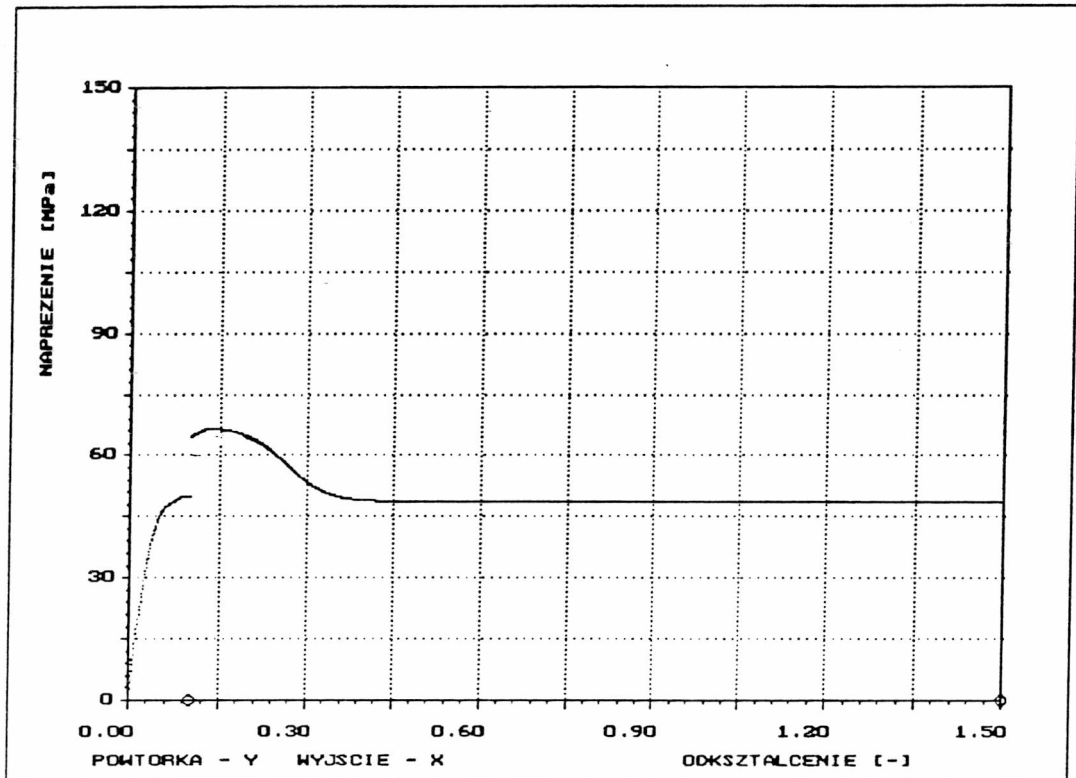
Rys.3.4.2.8. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu C w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



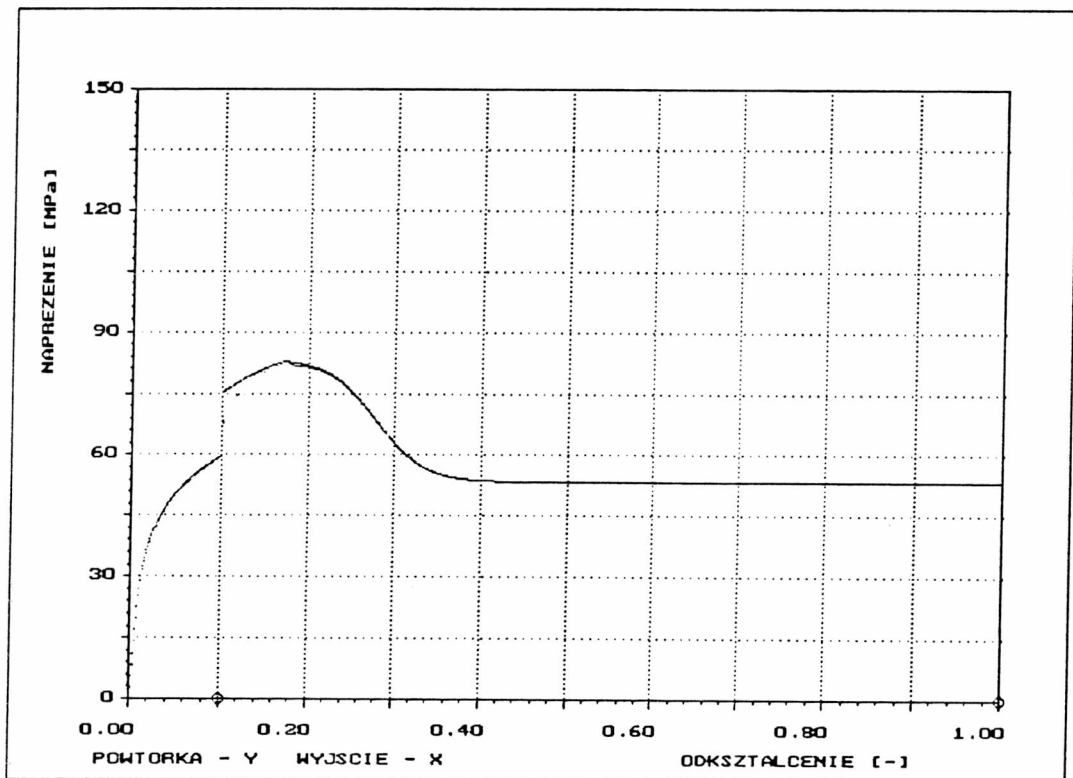
Rys.3.4.2.9. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



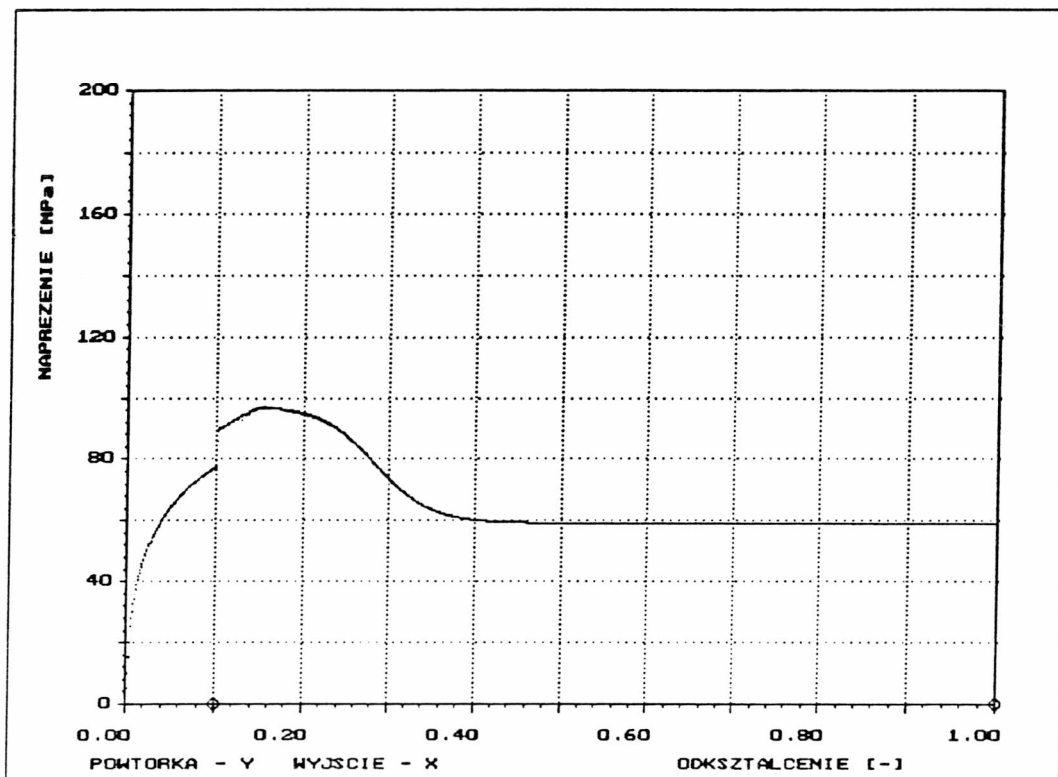
Rys.3.4.2.10. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



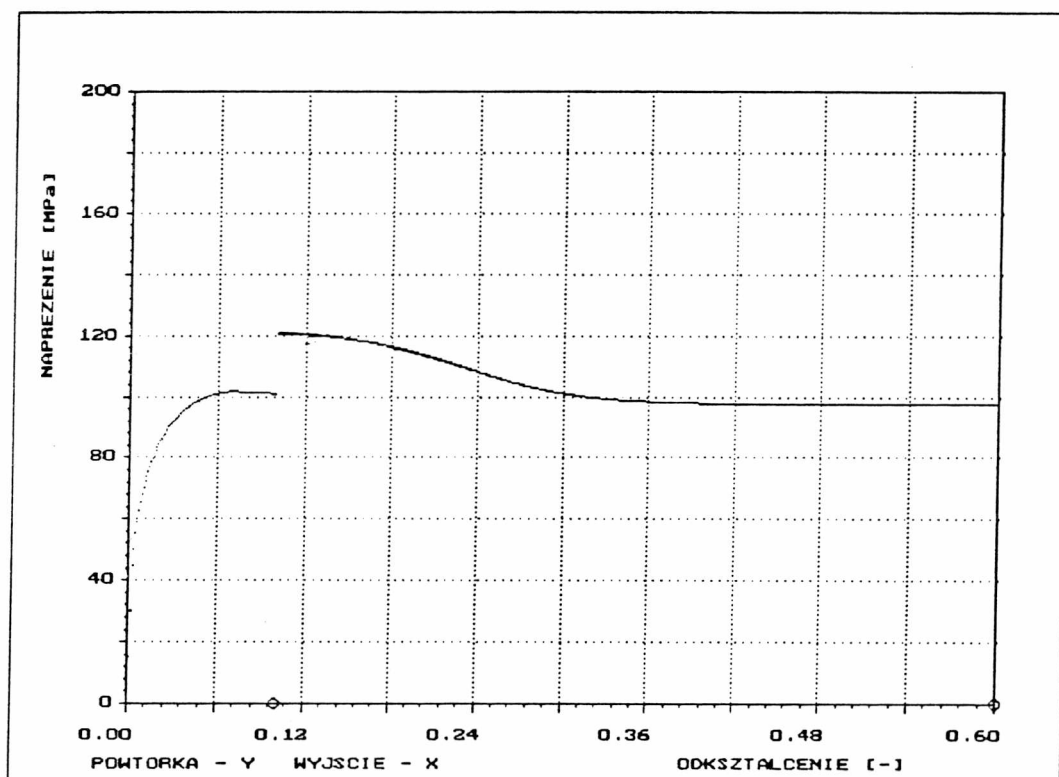
Rys.3.4.2.11. Krzywa σ_p - ϵ dla materiału A w temperaturze 973K uzyskana przy zmianie prędkości odkształcania z $0,01$ na $0,1s^{-1}$ przy $\epsilon = 0,1$



Rys.3.4.2.12. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 973K uzyskana przy zmianie prędkości odkształcania z $0,01$ na $0,1s^{-1}$ przy $\epsilon = 0,1$



Rys.3.4.2.13. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu C w temperaturze 973K uzyskana przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,1s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$



Rys.3.4.2.14. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 973K uzyskana przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,1s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$

Na rysunkach 3.4.2.3 - 3.4.2.10 zaznaczono także punkty z krzywych doświadczalnych. Jak wynika z tych wykresów opracowany model prawidłowo opisuje krzywe doświadczalne, popełniany błąd nie przekracza $\pm 5\%$ przy poziomie istotności 0,05. Na rys.3.4.2.11-3.4.2.14 pokazano przykładowo przebiegi naprężenia uplastyczniającego uzyskiwane przy nagłej zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na $0,1\text{s}^{-1}$. Porównując przebiegi naprężenia uplastyczniającego przed i po zmianie prędkości odkształcania (rys.3.4.2.11 - 3.4.2.14) z odpowiednimi krzywymi ciągłymi (rys.3.4.2.3-3.4.2.10) łatwo zauważyć, że naprężenie po nagłej zmianie prędkości odkształcania pokrywa się z naprężeniem uzyskanym dla ciągłego odkształcania z większą prędkością. Oznacza to, że opracowany model nie uwzględnia historii odkształcania. Dlatego opracowano inny model, który dzięki wprowadzeniu pojęcia stanu wewnętrznego materiału pozwala uzyskać prawidłową reakcję materiału na zmianę prędkości odkształcania.

3.4.3. Model matematyczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniający stan wewnętrzny materiału

3.4.3.1. Wprowadzenie

Obecnie spróbujemy zbudować model matematyczny opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego w zależności od stanu wewnętrznego materiału i jego reakcji na zmiany warunków odkształcania, a w szczególności zmiany prędkości odkształcania. Stan wewnętrzny materiału wyraża się poniższą zależnością

$$\sigma_w = \frac{\sigma_p}{M P} \quad (3.4.3.1)$$

gdzie: M - funkcja opisująca zmianę własności sprężystych materiału wraz z temperaturą,

P - funkcja opisująca zmianę naprężenia uplastyczniającego wywołaną skokową zmianą prędkości odkształcania.

Wprowadzenie funkcji M wynika z faktu, że reakcja materiału na obciążenie zależy nie tyle od bezwzględnej wartości naprężenia uplastyczniającego, co od odkształceń sprężystych wywołanych przez to naprężenie, tzn. od stosunku naprężenia do modułu sprężystości. Wprowadzenie funkcji P pozwala natomiast uzyskać prawidłową reakcję materiału przy zmianach prędkości odkształcania uwzględniającą historię odkształcania. W ten sposób model materiału, opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego w zależności od warunków odkształcania, zbudowany jest na bazie pojęcia stanu wewnętrznego materiału określonego parametrem stanu σ_w , a przejście do naprężenia uplastyczniającego uzyskuje się uwzględniając wartości funkcji M i P w określonych warunkach odkształcania.

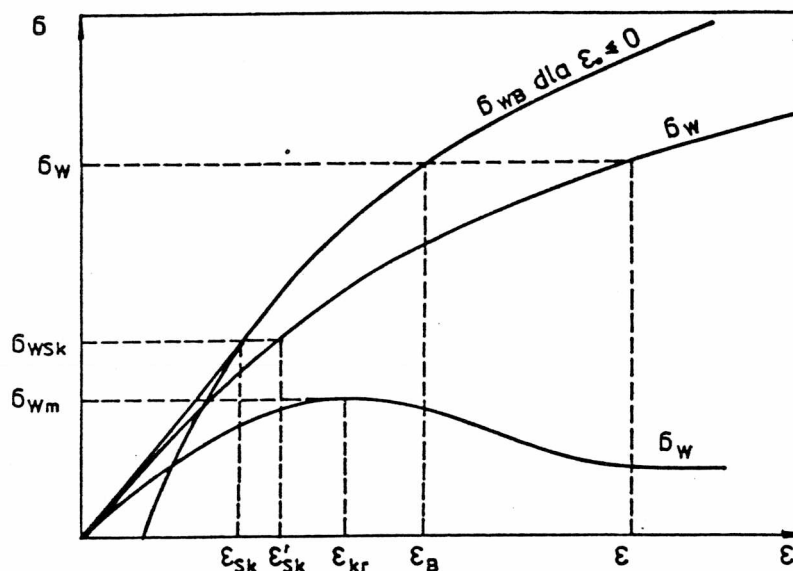
Dla każdego materiału przyjmuje się jedną krzywą bazową stanu wewnętrznego materiału, z której, stosując opracowany model, otrzymuje się krzywe $\sigma_w - \varepsilon$ dla różnych temperatur i prędkości odkształcania.

Do opisu przebiegów $\sigma_w(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ zbudowano model matematyczny, który w zależności od zakresu odkształceń ma dwie postacie. Pierwsza opisuje zmiany naprężenia uplastyczniającego w zakresie odkształceń $0 < \varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$, w którym naprężenie uplastyczniające rośnie wraz z odkształceniem. Druga obejmuje zakres odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$, w którym rozpoczyna się spadek naprężenia uplastyczniającego przechodzący w ustalone płynięcie plastyczne.

3.4.3.2. Opis modelu matematycznego

3.4.3.2.1. Model dla zakresu odkształceń $0 < \varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$

Intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału zgodnie z rys.3.4.3.1 w zakresie odkształceń $0 < \varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$ opisuje poniższa zależność:



Rys.3.4.3.1. Charakterystyczne wartości odkształceń odpowiadające określonym stanom wewnętrznym

$$\left. \frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \lambda \left. \frac{\partial \sigma_{WB}}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon_B, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.3.2)$$

gdzie: $\left. \frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanej odkształcaniem w warunkach określonych przez $\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T$

$\left. \frac{\partial \sigma_{WB}}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon_B, \dot{\varepsilon}_B, T_B}$ - podstawowa intensywność zmiany parametru stanu

wewnętrznego materiału w warunkach określonych przez bazową prędkość $\dot{\varepsilon}_B$ i temperaturę bazową T_B .

λ - funkcja opisująca reakcję materiału o określonym, bazowym stanie wewnętrznym na zmianę prędkości i temperatury odkształcania.

Do opisu funkcji λ przyjęto poniższą zależność

$$\lambda = a(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon + b(T, \dot{\varepsilon}) \quad (3.4.3.3)$$

gdzie: $a(T, \dot{\varepsilon})$ i $b(T, \dot{\varepsilon})$ - stałe materiałowe zależne od temperatury i prędkości odkształcania.

$$a(T, \dot{\varepsilon}) = a_0(\dot{\varepsilon}) + a_1(\dot{\varepsilon})T + \dots + a_4(\dot{\varepsilon})T^4 \quad (3.4.3.4)$$

$$b(T, \dot{\varepsilon}) = b_0(\dot{\varepsilon}) + b_1(\dot{\varepsilon})T + \dots + b_4(\dot{\varepsilon})T^4 \quad (3.4.3.5)$$

Wprowadzając (3.4.3.3) do zależności (3.4.3.2) oraz oznaczając

$$\left. \frac{\partial \sigma_{WB}}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon_B, \dot{\varepsilon}_B, T_B} = f(\sigma_w)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.3.6)$$

otrzymujemy równanie

$$\left. \frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = [a(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon + b(T, \dot{\varepsilon})]f(\sigma_w)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.3.7)$$

które jest równaniem różniczkowym typu

$$\left. \frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = F(\varepsilon, \sigma_w)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$$

Rozwiązanie tego równania pozwala znaleźć funkcję $\sigma_w(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$. Ponieważ w zależności od wartości ε_o do opisu bazowej krzywej stanu wewnętrznego materiału zastosowano dwie różne postacie funkcji sklejących, zachodzi konieczność odrębnego rozwiązania równania różniczkowego (3.4.3.7) dla każdej z tych postaci.

I. Bazowa krzywa stanu wewnętrznego materiału dla $\varepsilon_o < 0$ opisana poniższą funkcją sklejaną

$$\sigma_{wB}(\varepsilon) = \begin{cases} A_1 \varepsilon, & \varepsilon < \varepsilon_{sk} \\ A(\varepsilon + \varepsilon_o)^n, & \varepsilon \geq \varepsilon_{sk} \end{cases} \quad (3.4.3.8)$$

gdzie: ε_{sk} - odkształcenie sklejenia funkcji $\sigma_{wB}(\varepsilon) = A_1 \varepsilon$ z funkcją $\sigma_{wB}(\varepsilon) = A(\varepsilon + \varepsilon_o)^n$.

Wartości A_1, ε_{sk} i σ_{wsk} wyznaczone są z warunku sklejenia

$$A_1 = An \left(\frac{n}{n-1} \right)^{n-1} \varepsilon_o^{n-1} \quad (3.4.3.9)$$

$$\sigma_{wsk} = A \left(\frac{n}{n-1} \right)^n \varepsilon_o^n \quad (3.4.3.10)$$

$$\varepsilon_{sk} = \varepsilon_o / (n-1) \quad (3.4.3.11)$$

Z zależności (3.4.3.6) i (3.4.3.8) otrzymujemy poniższy związek

$$f(\sigma_w)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \begin{cases} A_1, & \sigma_w < \sigma_{wsk} \\ nA^{1/n} \sigma_w^{n-1/n}, & \sigma_w \geq \sigma_{wsk} \end{cases} \quad (3.4.3.12)$$

Dla $0 < \varepsilon < \varepsilon'_{sk}$, $0 < \sigma_w < \sigma_{wsk}$ uwzględniając zależność (3.4.3.12) równanie (3.4.3.7) przyjmuje postać

$$\frac{1}{A_1} d\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = [a(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon + b(T, \dot{\varepsilon})] d\varepsilon \quad (3.4.3.13)$$

gdzie: ε'_{sk} - odkształcenie wyznaczone z zależności $\sigma_w = \sigma_{wsk}$ (rys.3.4.3.1).

Po scałkowaniu, z wykorzystaniem warunku brzegowego $\sigma_w(0) = 0$ otrzymujemy

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = A_1 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \right] \quad (3.4.3.14)$$

Dla $\varepsilon \geq \varepsilon'_{sk}$, $\sigma_w \geq \sigma_{wsk}$ otrzymujemy

$$\sigma_w^{\frac{1-n}{n}} d\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = nA^{1/n} [a(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon + b(T, \dot{\varepsilon})] d\varepsilon \quad (3.4.3.15)$$

Po scałkowaniu i uwzględnieniu warunku brzegowego, że dla $\varepsilon = \varepsilon'_{sk}$, $\sigma_w = \sigma_{wsk}$

$$\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = A \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2 - \varepsilon_{sk}^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon})(\varepsilon - \varepsilon_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n \quad (3.4.3.16)$$

Ostatecznie dla krzywej bazowej sklejanej z odcinka prostego i krzywej potęgowej otrzymujemy:

$$\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \begin{cases} A_1 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon \right] & 0 < \varepsilon < \varepsilon_{sk} \\ A \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2 - \varepsilon_{sk}^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon})(\varepsilon - \varepsilon_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n, & \varepsilon \geq \varepsilon_{sk} \end{cases} \quad (3.4.3.17)$$

Wartość odkształcenia ε_{sk} wyznacza się rozwiązując poniższe równanie

$$\sigma_{wsk} = A_1 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon_{sk}^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon_{sk} \right] \quad (3.4.3.18)$$

II. Bazowa krzywa stanu wewnętrznego materiału dla $\varepsilon_0 > 0$ opisana poniższą funkcją

$$\sigma_{wB}(\varepsilon) = \begin{cases} A_2 \varepsilon + A_3 \varepsilon^2, & \varepsilon < \varepsilon_{sk} \\ A(\varepsilon + \varepsilon_0)^n, & \varepsilon \geq \varepsilon_{sk} \end{cases} \quad (3.4.3.19)$$

Dla przyjętego a priori punktu sklejania ($\varepsilon_{sk} = 0,003$) wartości A_2, A_3 i σ_{sk} wyliczone są z warunku sklejania, że

$$A_2 \varepsilon_{sk} + A_3 \varepsilon_{sk}^2 = A(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0)^n$$

$$A_2 + 2 A_3 \varepsilon_{sk} = n A(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0)^{n-1}$$

otrzymujemy

$$A_2 = A(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0)^n \left(\frac{2}{\varepsilon_{sk}} - \frac{n}{\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0} \right) \quad (3.4.3.20)$$

$$A_3 = \frac{A(\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0)^n}{\varepsilon_{sk}} \left(\frac{n}{\varepsilon_{sk} + \varepsilon_0} - \frac{1}{\varepsilon_{sk}} \right)$$

$$\sigma_{wsk} = A_2 \varepsilon_{sk} + A_3 \varepsilon_{sk}^2$$

Z zależności (3.4.3.6) i (3.4.3.19) otrzymujemy

$$f(\sigma_w)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \begin{cases} \left(A_2^2 + 4 A_3 \sigma_w \right)^{1/2}, & \sigma_w < \sigma_{wsk} \\ n A^{1/n} \sigma_w^{n-1/n}, & \sigma_w \geq \sigma_{wsk} \end{cases} \quad (3.4.3.21)$$

Dla $0 < \varepsilon < \varepsilon_{sk}$, $0 < \sigma_w < \sigma_{wsk}$ po uwzględnieniu (3.4.3.21) równanie (3.4.3.7) przyjmuje postać

$$\left(A_2^2 + 4 A_3 \sigma_w \right)^{-1/2} d\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = [a(T, \dot{\varepsilon})\varepsilon + b(T, \dot{\varepsilon})] d\varepsilon \quad (3.4.3.22)$$

Całkując wyrażenie (3.4.3.21) przy warunku brzegowym $\sigma_w(0) = 0$ otrzymujemy:

$$\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = A_3 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \right]^2 + A_2 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \right] \quad (3.4.3.23)$$

Dla $\varepsilon \geq \varepsilon'_{sk}$, $\sigma_w \geq \sigma_{wsk}$ postępując podobnie jak w części I otrzymujemy:

$$\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = A \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2 - \varepsilon'^2_{sk}}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) (\varepsilon - \varepsilon'_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n \quad (3.4.3.24)$$

Ostatecznie dla krzywej bazowej sklejanej z dwóch krzywych potegowych otrzymujemy:

$$\sigma_w|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \begin{cases} A_3 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \right]^2 + A_2 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \right], & 0 < \varepsilon < \varepsilon'_{sk} \\ A \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon^2 - \varepsilon'^2_{sk}}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) (\varepsilon - \varepsilon'_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n, & \varepsilon \geq \varepsilon'_{sk} \end{cases} \quad (3.4.3.25)$$

Wartość ε'_{sk} wyznacza się z poniższego równania

$$\sigma_{wsk} = A_3 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon'^2_{sk}}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon'_{sk} \right]^2 + A_2 \left[a(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\varepsilon'^2_{sk}}{2} + b(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon'_{sk} \right] \quad (3.4.3.26)$$

Parametry bazowych krzywych zmiany stanu wewnętrznego materiału podano w tabeli 3.4.3.1.

Tabela 3.4.3.1. Wartości parametrów bazowych krzywych zmiany stanu wewnętrznego materiału

Oznaczenie materiału	$\sigma_{wB} = A_1 (\varepsilon + \varepsilon_0)^n$		
	A_1	ε_0	n
A	377,6	-0,12E-0	0,210
B	651,6	-6,93E-3	0,272
C	1093,5	-2,83E-3	0,328
D	1613,0	-1,76E-4	0,270
E	2330,8	-5,80E-4	0,369

III. Wyznaczenie funkcji $a(T, \dot{\varepsilon})$ i $b(T, \dot{\varepsilon})$

Wartości stałych materiałowych $a(T, \dot{\varepsilon})$ i $b(T, \dot{\varepsilon})$ w równaniu (3.4.3.3) wyznaczono porównując krzywe bazowe z krzywymi doświadczalnymi $\sigma_w(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ w różnych temperaturach i przy różnych prędkościach odkształcania. Następnie oddziaływanie temperatury na te stałe opisano równaniami (3.4.3.4) i (3.4.3.5). Współczynniki w tych równaniach podano w tabelach 3.4.3.2 - 3.4.3.5.

Tabl. 3.4.3.2 Współczynniki a_i i b_i dla stopu A.

Oznaczenie współcz.	Prędkość odkształcania w s^{-1}			
	0.01	0.1	0.6	6.7
a_0	-2.33711	1.946176	22.40534	-15.7458
a_1	0.000811	-0.02531	-0.16866	0.11102
a_2	4.76E-05	0.000102	0.000434	-0.00027
a_3	-8.27E-08	-1.41E-07	-4.43E-07	2.74E-07
a_4	1.24E-11	4.95E-11	1.43E-10	-1.04E-10
b_0	-0.90951	-0.17957	-3.99877	3.157393
b_1	0.020981	0.010686	0.037255	-0.01578
b_2	-6.21E-05	-2.69E-05	-9.11E-05	4.61E-05
b_3	7.08E-08	2.73E-08	8.98E-08	-5.45E-08
b_4	-2.66E-11	-9.20E-12	-3.03E-11	2.21E-11

Tabela 3.4.3.3. Współczynniki a_i i b_i dla stopu B.

Oznaczenie współcz.	Prędkość odkształcania w s^{-1}			
	0.01	0.1	0.6	6.7
a_0	-0.46271	1.432743	-2.93648	-2.46837
a_1	-0.00043	-0.01805	0.015345	0.009632
a_2	1.36E-05	6.11E-05	-2.45E-05	-1.83E-06
a_3	-2.88E-08	-7.70E-08	1.25E-08	-1.87E-08
a_4	1.47E-11	3.13E-11	-1.17E-12	1.25E-11
b_0	-2.75514	0.906508	0.721729	0.150066
b_1	0.020863	-0.0016	2.11E-05	0.005398
b_2	-3.86E-05	1.08E-05	5.68E-06	-7.17E-06
b_3	2.66E-08	-1.96E-08	-1.32E-08	-1.01E-09
b_4	-6.03E-12	9.61E-12	6.88E-12	2.78E-12

Tabela 3.4.3.4. Współczynniki a_i i b_i dla stopu C.

Oznaczenie współcz.	Prędkość odkształcania w s^{-1}			
	0.01	0.1	0.6	6.7
a_0	3.715817	1.164011	3.312788	5.591267
a_1	-0.02139	-0.00483	-0.00805	-0.02153
a_2	4.6E-05	5.25E-06	2.71E-06	3.2E-05
a_3	-4.27E-08	1.27E-09	4.78E-09	-2.23E-08
a_4	1.32E-11	-3.69E-12	-3.11E-12	5.93E-12
b_0	1.051012	0.085851	0.568563	2.282605
b_1	-0.0023	0.006152	0.001152	-0.00782
b_2	2.21E-06	-1.92E-05	-5.18E-06	1.17E-05
b_3	-1.05E-09	2.01E-08	5.10E-09	-8.60E-09
b_4	2.02E-13	-7.02E-12	-1.57E-12	2.49E-12

Tabela 3.4.3.5. Współczynniki a_i i b_i dla stopu D.

Oznaczenie współcz.	Prędkość odkształcania w s^{-1}			
	0.01	0.1	0.6	6.7
a_0	2.671258	11.0382	14.10224	-118.389
a_1	-0.02703	-0.10163	-0.13547	0.854424
a_2	9.46E-05	0.000354	0.000491	-0.00208
a_3	-1.45E-07	-5.78E-07	-8.28E-07	2.19E-06
a_4	9.69E-11	4.41E-10	6.50E-10	-9.47E-10
a_5	-2.38E-14	-1.28E-13	-1.93E-13	1.10E-13
b_0	2.950426	3.575135	2.381668	-2.66781
b_1	-0.02244	-0.028	-0.02153	0.030056
b_2	8.07E-05	9.6E-05	9.34E-05	-9.63E-05
b_3	-1.38E-07	-1.53E-07	-1.76E-07	1.45E-07
b_4	1.08E-10	1.13E-10	1.47E-10	-1.08E-10
b_5	-3.20E-14	-3.11E-14	-4.50E-14	3.17E-14

Wpływ prędkości odkształcania na wartości współczynników a_i i b_i ustalono na drodze interpolacji liniowej współczynników a_i i b_i dla kolejnych prędkości odkształcania.

3.4.3.2.2. Model dla zakresu odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$

Do opisu intensywności zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału dla odkształceń $\varepsilon \geq \varepsilon_{kr}$ zastosowano poniższą zależność

$$\left. \frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{2(\sigma_{wm} - \sigma_{ws})}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \frac{1}{\cosh^2 \left(\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right)} \quad (3.4.3.27)$$

gdzie: σ_{wm} - największa wartość parametru stanu wewnętrznego odpowiadająca ε_{kr} ,
 σ_{ws} - parametr stanu wewnętrznego materiału w zakresie ustalonego płynięcia.

Całkując zależność (3.4.3.27) w stałej temperaturze i przy stałej prędkości odkształcania otrzymujemy

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{\sigma_w - \sigma_{wm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + C \quad (3.4.3.28)$$

Stałą całkowania wyznaczamy z warunku, że dla $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$ σ_w jest określone zależnością (3.4.3.17) dla $\varepsilon_0 < 0$ bądź zależnością (3.4.3.25) dla $\varepsilon_0 > 0$.

Dla $\varepsilon_0 \leq 0$ wyrażenie na σ_w przyjmuje postać:

- przy $\sigma_{wm} \leq \sigma_{wsk}$

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \left\{ \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] - \operatorname{tgh} 2 \right\} + A_1 \left(a \frac{\varepsilon_{kr}^2}{2} + b \varepsilon_{kr} \right) \quad (3.4.3.29)$$

- przy $\sigma_{wm} > \sigma_{wsk}$

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \left\{ \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] - \operatorname{tgh} 2 \right\} + A \left[a \frac{\varepsilon_{kr}^2 - \varepsilon_{sk}^2}{2} + b(\varepsilon_{kr} - \varepsilon_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n \quad (3.4.3.30)$$

Dla $\varepsilon_0 > 0$ wyrażenie na σ_w przyjmuje postać:

- przy $\sigma_{wm} \leq \sigma_{wsk}$

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \left\{ \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] - \operatorname{tgh} 2 \right\} + A_3 \left[a \frac{\varepsilon_{kr}^2}{2} + b \varepsilon_{kr} \right]^2 + A_2 \left[a \frac{\varepsilon_{kr}^2}{2} + b \varepsilon_{kr} \right] \quad (3.4.3.31)$$

- przy $\sigma_{wm} > \sigma_{wsk}$

$$\sigma_w \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \left\{ \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] - \operatorname{tgh} 2 \right\} + A \left[a \frac{\varepsilon_{kr}^2 - \varepsilon_{sk}^2}{2} + b(\varepsilon_{kr} - \varepsilon_{sk}) + \left(\frac{\sigma_{wsk}}{A} \right)^{1/n} \right]^n \quad (3.4.3.32)$$

Znając przebiegi $\sigma_w(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ naprężenie uplastyczniające wyraża się zgodnie z równaniem (3.4.3.1) poniższą zależnością

$$\sigma_p(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = M(T) P(T, \dot{\varepsilon}) \sigma_w(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (3.4.3.33)$$

Posługiwanie się tą zależnością wymaga znajomości funkcji $M(T)$ i funkcji $P(T, \varepsilon)$.

3.4.3.2.3. Wyznaczenie funkcji M

Funkcja M wyraża stosunek modułu sprężystości E_T w danej temperaturze do wartości tego modułu w temperaturze otoczenia T_0 ($T_0 = 293K$) przy stałej prędkości odkształcania

$$M = \frac{E_T}{E_{T_0}} \quad (3.4.3.34)$$

Moduły sprężystości w zakresie temperatur 293-1073K wyznaczano z zależności $\sigma_p - \varepsilon$ uzyskanych w próbie skręcania. Ponieważ wyznaczone z zależności $\sigma_p - \varepsilon$ wartości modułów sprężystości są mniejsze od wartości rzeczywistych, ze względu na odkształcenia sprężyste elementów plastometru skrętnego dokonywano korekty tych modułów. W tym celu wyznaczono moduł sprężystości E_{T_0} w próbie rozciągania próbki z miedzi M1E o średnicy 10 mm z prędkością początkową $\varepsilon_p = 0,01s^{-1}$ stosując ekstensometr o bazie pomiarowej 50 mm.

Tabela 3.4.3.6. Wartości funkcji M

Ozn. mat.	Prędkość odkształc. w s^{-1}	Temperatura w [K]								
		29 3	373	473	573	673	773	873	973	1073
		Wartości funkcji M								
A	0,01	1	0,860	0,700	0,630	0,590	0,540	0,500	0,460	0,460
	0,1	1	0,840	0,730	0,670	0,670	0,560	0,520	0,470	0,450
	0,6	1	0,870	0,720	0,665	0,595	0,550	0,530	0,490	0,470
	6,7	1	0,818	0,710	0,645	0,565	0,510	0,550	0,500	0,460
	średnia	1	0,847	0,715	0,650	0,580	0,540	0,525	0,480	0,460
B	0,01	1	0,915	0,770	0,700	0,590	0,550	0,570	0,530	0,520
	0,1	1	0,860	0,740	0,670	0,610	0,560	0,550	0,525	0,505
	0,6	1	0,845	0,720	0,650	0,630	0,600	0,518	0,515	0,485
	6,7	1	0,840	0,750	0,690	0,650	0,610	0,522	0,510	0,480
	średnia	1	0,865	0,745	0,680	0,620	0,580	0,540	0,520	0,500
C	0,01	1	0,850	0,750	0,710	0,620	0,590	0,560	0,540	0,530
	0,1	1	0,890	0,740	0,700	0,620	0,580	0,570	0,560	0,550
	0,6	1	0,860	0,780	0,685	0,640	0,610	0,575	0,555	0,550
	6,7	1	0,880	0,770	0,705	0,640	0,620	0,575	0,545	0,530
	średnia	1	0,870	0,760	0,700	0,630	0,600	0,570	0,550	0,540
D	0,01	1	0,885	0,770	0,705	0,660	0,620	0,600	0,590	0,555
	0,1	1	0,890	0,775	0,710	0,655	0,625	0,610	0,570	0,565
	0,6	1	0,875	0,765	0,715	0,670	0,635	0,620	0,580	0,560
	6,7	1	0,870	0,770	0,710	0,655	0,640	0,610	0,580	0,560
	średnia	1	0,880	0,770	0,710	0,660	0,630	0,610	0,580	0,560
E	0,01	1	0,870	0,790	0,730	0,690	0,635	0,625	0,600	0,590
	0,1	1	0,890	0,780	0,730	0,680	0,635	0,635	0,605	0,600
	0,6	1	0,875	0,800	0,735	0,700	0,640	0,640	0,615	0,615
	6,7	1	0,885	0,790	0,725	0,690	0,650	0,620	0,620	0,595
	średnia	1	0,880	0,790	0,730	0,690	0,640	0,630	0,610	0,600

Następnie z poniższej zależności obliczano poprawkę, o którą korygowano moduły wyznaczone w próbie skręcania

$$F = \frac{1}{E_{T_0}} - \frac{1}{E'_{T_0}} \quad (3.4.3.35)$$

gdzie: F - poprawka,

E'_{T_0} - moduł sprężystości wyznaczony w próbie skręcania w temperaturze otoczenia,

E_{T_0} - moduł sprężystości wyznaczony w próbie rozciągania w temperaturze otoczenia.

Poprawka F charakteryzuje plastometr skrętny. Przyjęto, że nie zależy ona od temperatury i prędkości odkształcania; w związku z tym do korekty wszystkich modułów przyjęto taką samą poprawkę $F = 1,78 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ wyznaczoną dla opisanej próbki. Korektę modułów sprężystości przeprowadzono wg poniższego wzoru

$$E_T = \frac{E'_T}{1 + FE'_T} \quad (3.4.3.36)$$

gdzie: E'_T - moduł sprężystości wyznaczony w próbie skręcania w temperaturze T .

Obliczone wartości funkcji M dla badanych stopów podano w tabeli 3.4.3.6. Jak wynika z tej tabeli różnice pomiędzy wartościami M , uzyskanymi przy różnych prędkościach odkształcania dla badanych stopów są niewielkie i bez popełnienia większego błędu można pominąć wpływ prędkości odkształcania na wartości M . Zależność M od temperatury można opisać funkcją w postaci

$$M = k_1 + k_2 \frac{1}{T} \quad (3.4.3.37)$$

Wartości współczynników k_1 i k_2 oraz współczynnika korelacji r podano w tab.3.4.3.7.

Tabela 3.4.3.7. Wartości współczynników k_1 i k_2 opisujących funkcje M

Oznaczenie materiału	k_1	k_2	r^2
A	0,26236	216,90	0,999
B	0,31394	203,57	0,999
C	0,35599	190,47	0,998
D	0,401496	176,55	0,999
E	0,44159	164,31	0,998

3.4.3.2.4. Wyznaczenie funkcji P

W celu wyznaczenia funkcji P opisującej natychmiastową zmianę naprężenia uplastyczniającego σ_p wywołaną nagłą zmianą prędkości odkształcania w stałej temperaturze skorzystano z wyników badań wpływu skokowej zmiany prędkości odkształcania na naprężenie uplastyczniające przedstawionych w rozdz.3.3. Początkowo przyjęto funkcję P w postaci

$$P = \text{tgh}(W \dot{\epsilon}^{n_1}) \quad (3.4.3.38)$$

gdzie: W i n_1 - parametry materiałowe.

Korzystając z zależności (3.4.3.38) sporządzono stosunki naprężeń uplastyczniających przed i po skokowej zmianie prędkości odkształcania

$$\begin{aligned}\frac{\sigma_{p0,01}}{\sigma_{p0,01/0,1}} &= \frac{MP_{0,01} \sigma_{w0,01}}{MP_{0,1} \sigma_{w0,01/0,1}} = \frac{tgh(W \cdot 0,01^n)}{tgh(W \cdot 0,1^n)} \\ \frac{\sigma_{p0,1}}{\sigma_{p0,1/0,6}} &= \frac{MP_{0,1} \sigma_{w0,1}}{MP_{0,6} \sigma_{w0,1/0,6}} = \frac{tgh(W \cdot 0,1^n)}{tgh(W \cdot 0,6^n)} \\ \frac{\sigma_{p0,6}}{\sigma_{p0,6/6,7}} &= \frac{MP_{0,6} \sigma_{w0,6}}{MP_{6,6/6,7} \sigma_{w0,6/6,7}} = \frac{tgh(W \cdot 0,6^n)}{tgh(W \cdot 6,7^n)}\end{aligned}\quad (3.4.3.39)$$

gdzie: $\sigma_{p0,01}$, $\sigma_{p0,1}$ i $\sigma_{p0,6}$ - naprężenia przed skokową zmianą prędkości odkształcania przy kolejnych prędkościach odkształcania 0.01, 0,1 i 0,6s⁻¹,

$\sigma_{p0,01/0,1}$, $\sigma_{p0,1/0,6}$, $\sigma_{p0,6/6,7}$ - naprężenia po skokowej zmianie prędkości odkształcania odpowiednio z 0,01 na 0,1, z 0,1 na 0,6 i z 0,6 na 6,7s⁻¹.

Korzystając z wartości σ_p przed i po skokowej zmianie prędkości odkształcania podanych w tabeli 3.3.1 do 3.3.5 podjęto próbę obliczenia wartości stałych n_1 i W . Dla większości jednak temperatur i prędkości odkształcania równania nie mają rozwiązania w zakresie liczb rzeczywistych.

Dlatego do opisu funkcji P zastosowano inną postać zależności:

$$P = \dot{\epsilon}^m \quad (3.4.3.40)$$

gdzie: m - współczynnik czułości na prędkość odkształcania.

Współczynnik m wyznaczono z zależności :

$$\begin{aligned}\frac{\sigma_{p0,01}}{\sigma_{p0,01/0,1}} &= \left(\frac{0,01}{0,1} \right)^m \\ \frac{\sigma_{p0,1}}{\sigma_{p0,1/0,6}} &= \left(\frac{0,1}{0,6} \right)^m \\ \frac{\sigma_{p0,6}}{\sigma_{p0,6/6,7}} &= \left(\frac{0,6}{6,7} \right)^m\end{aligned}\quad (3.4.3.41)$$

Uśrednione dla kolejnych skoków prędkości odkształcania wartości współczynnika m podano w tabeli 3.4.3.8

Tabela 3.4.3.8 Współczynniki czułości na prędkość odkształcania.

Oznac. materiału	Temperatura [K]				
	293	373	573	773	973
A	0.021	0.023	0.028	0.032	0.040
B	0.021	0.018	0.015	0.022	0.044
C	0.019	0.016	0.009	0.010	0.026
D	0.035	0.031	0.027	0.040	0.053
E	0.036	0.034	0.030	0.028	0.047

Wpływ temperatury na współczynnik czułości na prędkość odkształcania opisano wielomianem stopnia czwartego w postaci

$$m = k_0 + k_1 T + k_2 T^2 + k_3 T^3 + k_4 T^4 \quad (3.4.3.42)$$

Współczynniki wielomianu dla poszczególnych stopów podano w tabeli 3.4.3.9.

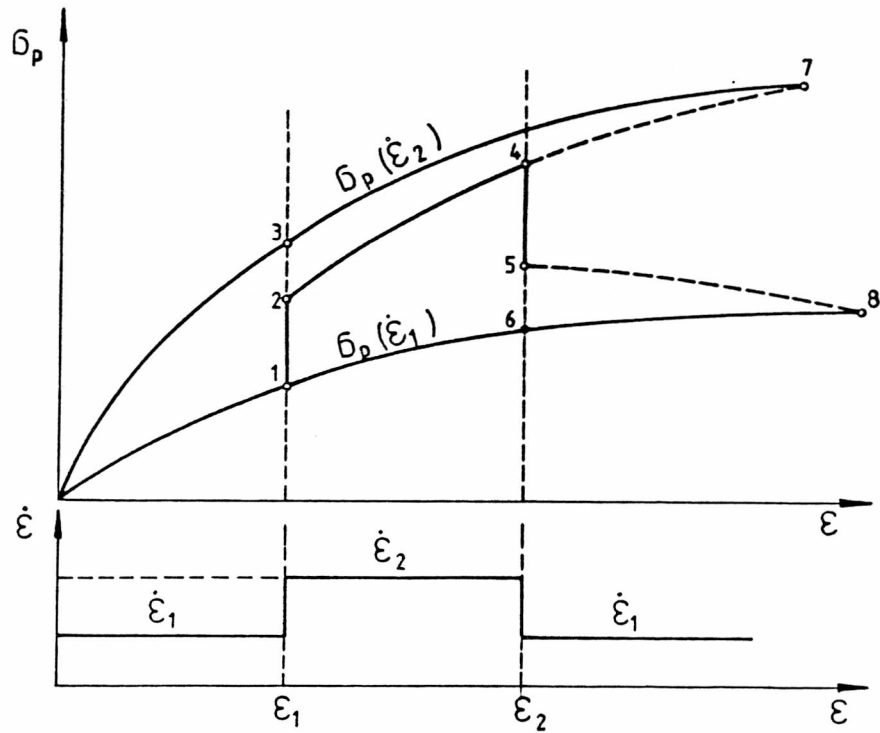
Tabl.3.4.3.9. Współczynniki wielomianu opisującego czułość na prędkość odkształcania.

Oznac. materiału	Współczynniki wielomianu					r^2
	K_0	K_1	K_2	K_3	K_4	
A	0.0201	0	2.086E-8	0	0	0.989
B	0.0389	-6.7E-5	0	7.3639E-11	0	0.999
C	0.0229	2.5E-5	-1.753E-7	1.576E-10	0	0.999
D	0.0243	2.1E-5	-9.394E-7	1.380E-9	-6.207E-13	0.996
E	0.0558	-1.5E-4	4.481E-7	-6.887E-10	3.88E-13	0.993

3.4.3.2.5. Uwzględnienie w modelu reakcji materiału na zmiany prędkości dkształcania

Materiały czułe na prędkość odkształcania takie jak badane stopy Cu-Si i miedź charakteryzują się tym, że przy zmianie prędkości odkształcania, zwłaszcza zachodzącej w krótkim okresie czasu, na ogół nie osiągają poziomu naprężenia uplastyczniającego, jaki posiadają przy zachowaniu stałej początkowej prędkości odkształcania (tab.3.3.1 - 3.3.5). Oznacza to, że przy zmianie prędkości odkształcania np. z $\dot{\epsilon}_1$ na $\dot{\epsilon}_2$ przy odkształceniu ϵ_1 naprężenie uplastyczniające nie osiąga wartości odpowiadającej punktowi 3, jaką posiada materiał odkształcany ze stałą prędkością $\dot{\epsilon}_2$, lecz jedynie poziom naprężenia punktu 2 (rys.3.4.3.2). Odwrotnie, przy zmianie prędkości z $\dot{\epsilon}_2$ na $\dot{\epsilon}_1$ przy odkształceniu ϵ_2 naprężenie nie spada do wartości punktu 6, lecz osiąga poziom punktu 5. Jeżeli po zmianie prędkości odkształcania z $\dot{\epsilon}_1$ na $\dot{\epsilon}_2$ materiał jest nadal odkształcany z większą prędkością $\dot{\epsilon}_2$, to jego naprężenie uplastyczniające zmienia się po krzywej 2-4-7 i po dłuższym okresie czasu w punkcie 7 osiąga poziom materiału odkształcanego ze stałą prędkością $\dot{\epsilon}_2$. Podobnie, po skokowym spadku naprężenia do punktu 5 dalsza jego zmiana zachodzi wzdłuż krzywej 5-8 i w punkcie 8 osiąga poziom naprężenia uplastyczniającego materiału odkształcanego ze stałą prędkością $\dot{\epsilon}_1$. Takie przebiegi naprężenia uplastyczniającego są szczególnie charakterystyczne dla wyższych temperatur. W niższych temperaturach czas dojścia do punktów 7 czy 8 może być bardzo długi.

Model przedstawiony w części 3.4.2 nie uwzględnia historii prędkości odkształcania, co oznacza, że jego reakcja na zmiany prędkości odkształcania jest taka jakby końcowa prędkość odkształcania stosowana była nieprzerwanie od chwili rozpoczęcia procesu odkształcania. Przy zmianie prędkości np. z $\dot{\epsilon}_1$ na $\dot{\epsilon}_2$ naprężenie uplastyczniające osiąga wartość odpowiadającą punktowi 3, a nie punktowi 2, a przy zmianie z $\dot{\epsilon}_2$ na $\dot{\epsilon}_1$ osiąga wartość punktu 6, a nie punktu 5 (rys.3.4.3.2).



Rys.3.4.3.2. Zmiany naprężenia uplastyczniającego wywołane skokowymi zmianami prędkości odkształcania

W celu właściwego uwzględnienia wpływu zmiany prędkości odkształcania na naprężenie uplastyczniające przyjęto założenie, że reakcja materiału wywołana jest zmianą własności lepkich opisaną funkcją P oraz zmianą stanu wewnętrznego materiału σ_w . Zmiana własności lepkich towarzyszy bezpośrednio zmianom prędkości odkształcania, natomiast zmiana stanu wewnętrznego zachodzi z pewnym opóźnieniem w stosunku do zmiany prędkości. Zmianę stanu wewnętrznego określono wprowadzając do opracowanego modelu pojęcie prędkości ewolucji stanu wewnętrznego $\dot{\varepsilon}_w$.

Jeżeli więc zachodzi zmiana prędkości odkształcania, to naprężenie uplastyczniające wyraża się poniższą zależnością:

$$\sigma_p(\dot{\varepsilon}(\varepsilon)) = MP(\dot{\varepsilon}(\varepsilon)) \sigma_w(\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon)) \quad (3.4.3.43)$$

gdzie $\sigma_p(\dot{\varepsilon}(\varepsilon))$ - naprężenie uplastyczniające odpowiadające określonej historii prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}(\varepsilon)$,

$P(\dot{\varepsilon}(\varepsilon))$ - współczynnik czułości na prędkość odkształcania,

$\sigma_w(\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon))$ - stan wewnętrzny materiału określony dla prędkości ewolucji stanu $\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon)$

Do opisu prędkości ewolucji stanu wewnętrznego materiału przy zmianie prędkości odkształcania zastosowano poniższe równanie różniczkowe.

$$\frac{d\dot{\varepsilon}_w}{d\varepsilon} = L(\dot{\varepsilon}(\varepsilon) - \dot{\varepsilon}_w(\varepsilon)) \quad (3.4.3.44)$$

gdzie: L - współczynnik zależny od temperatury.

Równanie to charakteryzuje się tym, że jeżeli
 $\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon') = \dot{\varepsilon}(\varepsilon')$ i $\dot{\varepsilon}(\varepsilon) = \text{const}$ dla $\varepsilon > \varepsilon'$ to
 $\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon) = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$ dla $\varepsilon > \varepsilon'$

gdzie: ε' - dowolna wartość odkształcenia.

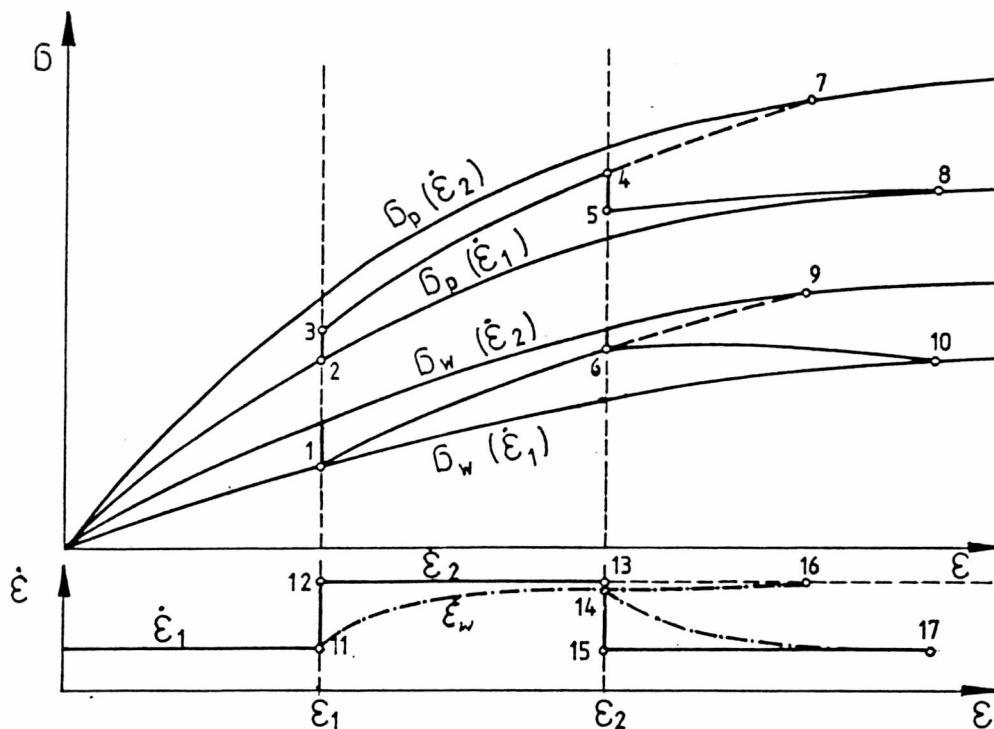
Oznacza to, że o ile prędkość odkształcania w czasie trwania całego procesu odkształcania jest stała, to prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału jest również stała i równa prędkości odkształcania.

Gdy w pewnym momencie, np. przy odkształceniu ε' zachodzi zmiana prędkości odkształcania opisana funkcją $\dot{\varepsilon}(\varepsilon)$, to tym samym zachodzi zmiana stanu wewnętrznego materiału, której prędkość opisuje równanie (3.4.3.44).

Jeżeli mamy do czynienia z nieciągłością prędkości odkształcania w postaci skoku przy określonym odkształceniu np. ε_1 , to

$$\dot{\varepsilon}_w(\varepsilon_1) = \dot{\varepsilon}(\varepsilon_1 -),$$

inaczej mówiąc prędkość ewolucji stanu wewnętrznego w punkcie nieciągłości prędkości jest równa prędkości ewolucji stanu wewnętrznego materiału przed zmianą prędkości, co zobrazowano to na rys.3.4.3.



Rys.3.4.3.3. Zmiany naprężenia uplastyczniającego, stanu wewnętrznego i prędkości ewolucji stanu wewnętrznego zachodzące podczas zmiany prędkości odkształcania

Przy zmianie prędkości odkształcania z $\dot{\varepsilon}_1$ na $\dot{\varepsilon}_2$ przy odkształceniu ε_1 naprężenie uplastyczniające osiąga wartość punktu 2 zgodnie z równaniem

$$\sigma_p(\dot{\varepsilon}_2) \Big|_{\varepsilon_1} = MP(\dot{\varepsilon}_2) \sigma_w(\dot{\varepsilon}_w) \Big|_{\varepsilon_1} \quad (3.4.3.45)$$

a przy spadku prędkości odkształcania z $\dot{\varepsilon}_2$ do $\dot{\varepsilon}_1$ przy odkształceniu ε_2 naprężenie uplastyczniające osiąga wartość punktu 5 zgodnie z zależnością

$$\sigma_p(\dot{\varepsilon}_1) \Big|_{\varepsilon_2} = MP(\dot{\varepsilon}_1) \sigma_w(\dot{\varepsilon}_w) \Big|_{\varepsilon_2} \quad (3.4.3.46)$$

Prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału jest poroporcjonalna do temperatury, wyraża to współczynnik L, który można przedstawić w postaci

$$L = l \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4.3.47)$$

gdzie l - stała materiałowa,

Q - energia aktywacji.

Im większy jest współczynnik L, tym szybciej prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału osiągnie wartość prędkości odkształcania, tj. punktów 16 lub 17, stan wewnętrzny wartości punktów 9 lub 10, a naprężenie uplastyczniające poziom punktów 7 lub 8.

Postępując zgodnie z zaproponowaną metodą można analizować wpływ dowolnych zmian prędkości odkształcania na naprężenie uplastyczniające. W takim przypadku rozwiązanie równania różniczkowego (3.4.3.44) uzyskuje się np. metodą numeryczną Rungego-Kuty.

3.4.3.3. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego naprężenie uplastyczniające

Pełny matematyczny model opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego podczas odkształcania brązów krzemowych i miedzi otrzymuje się podstawiając do równania (3.4.3.33) zależności (3.4.3.37) i (3.4.3.40)

$$\sigma_p = \left(k_1 + k_2 \frac{1}{T} \right) \dot{\varepsilon}^m \sigma_w \quad (3.4.3.48)$$

gdzie: m - opisane jest zależnością (3.4.3.42).

Parametr stanu wewnętrznego materiału σ_w opisują różne równania w zależności od wartości ε_0 krzywej bazowej oraz zakresu odkształceń.

Jeżeli $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$

dla $\varepsilon_0 \leq 0$ σ_w opisuje równanie (3.4.3.17).

dla $\varepsilon_0 > 0$ σ_w opisuje równanie (3.4.3.25).

Jeżeli $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$ i $\varepsilon_0 \leq 0$

dla $\sigma_{wm} \leq \sigma_{wsk}$, σ_w opisuje równanie (3.4.3.29).

dla $\sigma_{wm} > \sigma_{wsk}$, σ_w opisuje równanie (3.4.3.30).

Jeżeli $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$ i $\varepsilon_0 > 0$

dla $\sigma_{wm} \leq \sigma_{wsk}$, σ_w opisuje równanie (3.4.3.31)

dla $\sigma_{wm} > \sigma_{wsk}$, σ_w opisuje równanie (3.4.3.32).

Przy zmianach prędkości odkształcania w równaniach opisujących stan wewnętrzny materiału w miejsce prędkości odkształcania wprowadza się prędkość ewolucji stanu wewnętrznego opisaną zależnością (3.4.3.44).

3.4.3.4. Opis programu

Program służy do wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia brązów krzemowych i miedzi w zakresie temperatur 293-1073K i prędkości odkształcania $0,01-6,7s^{-1}$ z uwzględnieniem historii odkształcania. Po uruchomieniu programu w pierwszej kolejności podajemy symbol materiału, dla którego mamy przeprowadzić obliczenia lub wprowadzamy parametry materiałowe innych nie ujętych w programie materiałów. Następnie program pyta w ilu zakresach odkształceń zamierzamy badać przebieg naprężenia uplastyczniającego dla danego materiału. Wpisujemy odpowiednią cyfrę i akceptujemy klawiszem ENTER. W kolejnym kroku program prosi o wpisanie warunków odkształcania dla każdego z zadeklarowanego zakresu. Są to: odkształcenie początkowe, odkształcenie końcowe, początkową prędkość odkształcania, końcową prędkość odkształcania, temperaturę początkową i temperaturę końcową. Po polach, w których wpisujemy powyższe wartości poruszamy się naciskając dowolny klawisz. Aktywne pole jest podświetlone. Przed wpisaniem nowej wartości na podświetlonym polu najpierw deklarujemy zmianę (naciskając klawisz "Y"). Po wpisaniu wszystkich wartości przechodzimy do dalszej części programu ustawiając podświetlenie w polu "WYJŚCIE" i naciskamy klawisz "X". Jeżeli zadeklarowaliśmy więcej niż jeden zakres, program pyta o warunki odkształcania w kolejnych zakresach. Stosujemy tą samą metodę wpisywania danych co poprzednio.

Następnie podajemy wartość największego odkształcenia (X_{max}) i największego naprężenia (Y_{max}), jakie spodziewamy się uzyskać z analizowanego modelu. Wartości te określają rozmiar układu współrzędnych. Zasada wpisywania jest podobna do opisanej, zmianę deklarujemy klawiszem "Y", z danej opcji wychodzimy naciskając "X".

Program umożliwia porównanie wyników obliczeniowych z wynikami doświadczeń. Dane doświadczalne powinny być zapisane w pliku tekstowym w postaci dwóch kolumn, w pierwszej powinny być wartości odkształceń, a w drugiej odpowiadające im naprężenia. Na wykresie dane doświadczalne są przedstawione w postaci małych okręgów.

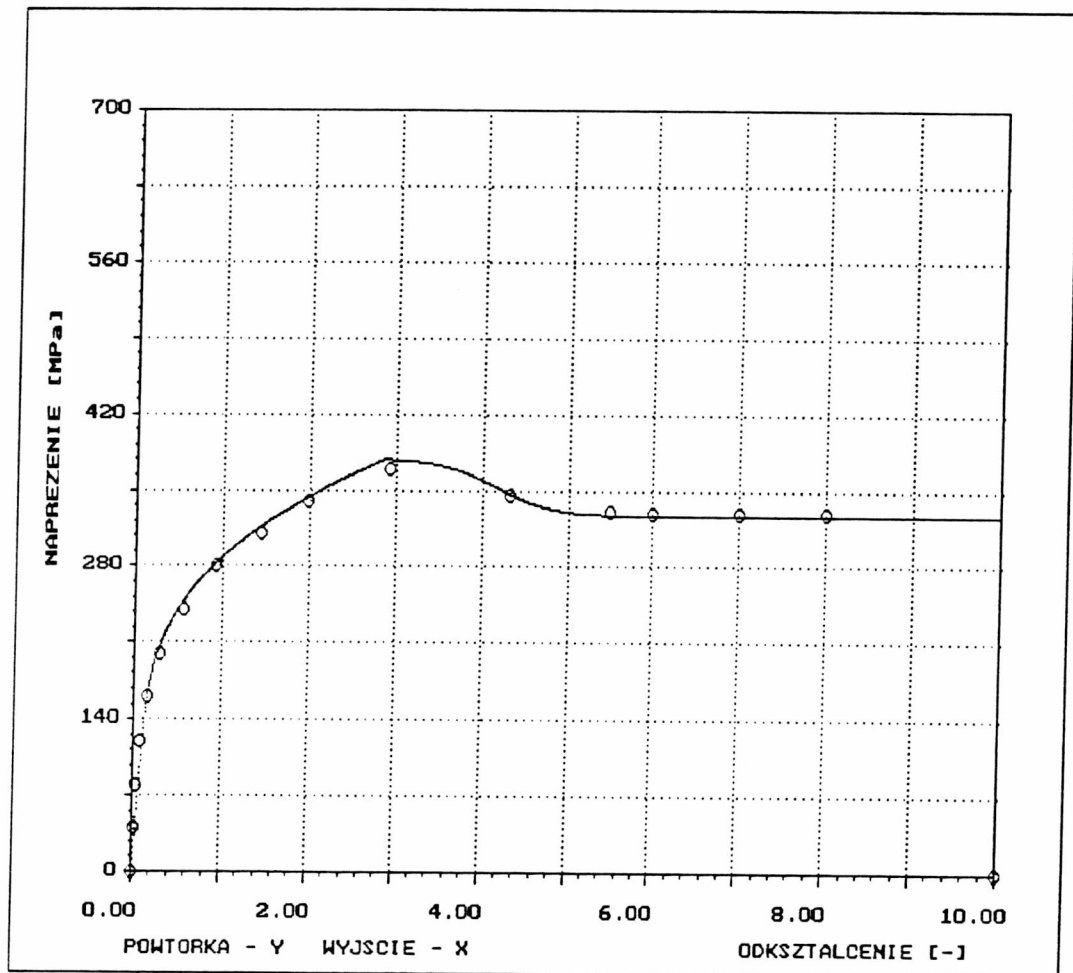
Pytanie o porównanie wyników ukazuje się bezpośrednio po ustaleniu rozmiaru układu współrzędnych. W celu dokonania porównania wyników należy nacisnąć klawisz "Y" w przeciwnym przypadku "N". Jeżeli wybraliśmy "Y" program pyta o ścieżkę dostępu i nazwę pliku, w którym są zgromadzone dane doświadczalne (zasada wpisywania jak poprzednio). Po naciśnięciu klawisza "X" na ekranie monitora ukazuje się wykres obrazujący obliczone wartości naprężenia uplastyczniającego w zależności od odkształcenia dla zadanych warunków odkształcania w kolejnych zakresach. Granice zadeklarowanych zakresów są zaznaczone na poziomej osi małymi okręgami.

Jeżeli zamierzamy badać jeszcze raz ten sam materiał zmieniając parametry procesu odkształcania naciskamy klawisz "Y", jeżeli chcemy zakończyć program lub zmienić materiał naciskamy klawisz "X".

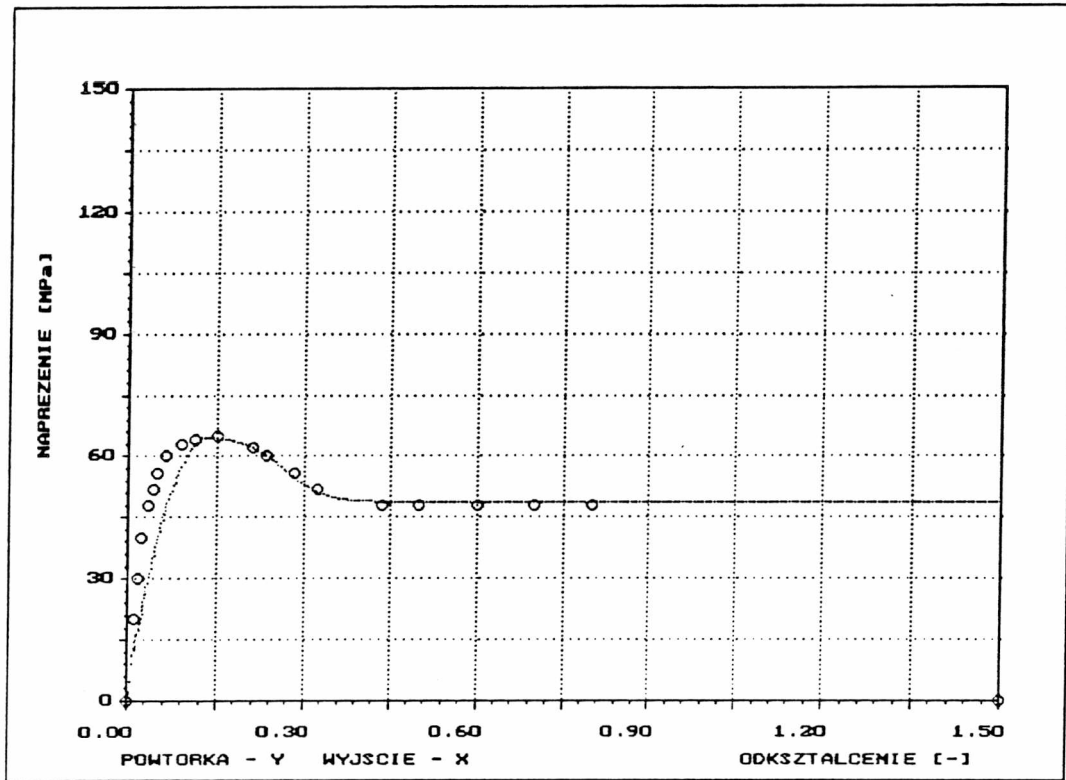
W celu wydrukowania wykresu należy przed uruchomieniem programu uruchomić program GRAPHICS .COM Drukowanie przeprowadzamy po uprzednim przygotowaniu drukarki klawiszem "PRINT SCREEN".

3.4.3.5. Zastosowanie opracowanego modelu matematycznego do opisu naprężenia uplastyczniającego

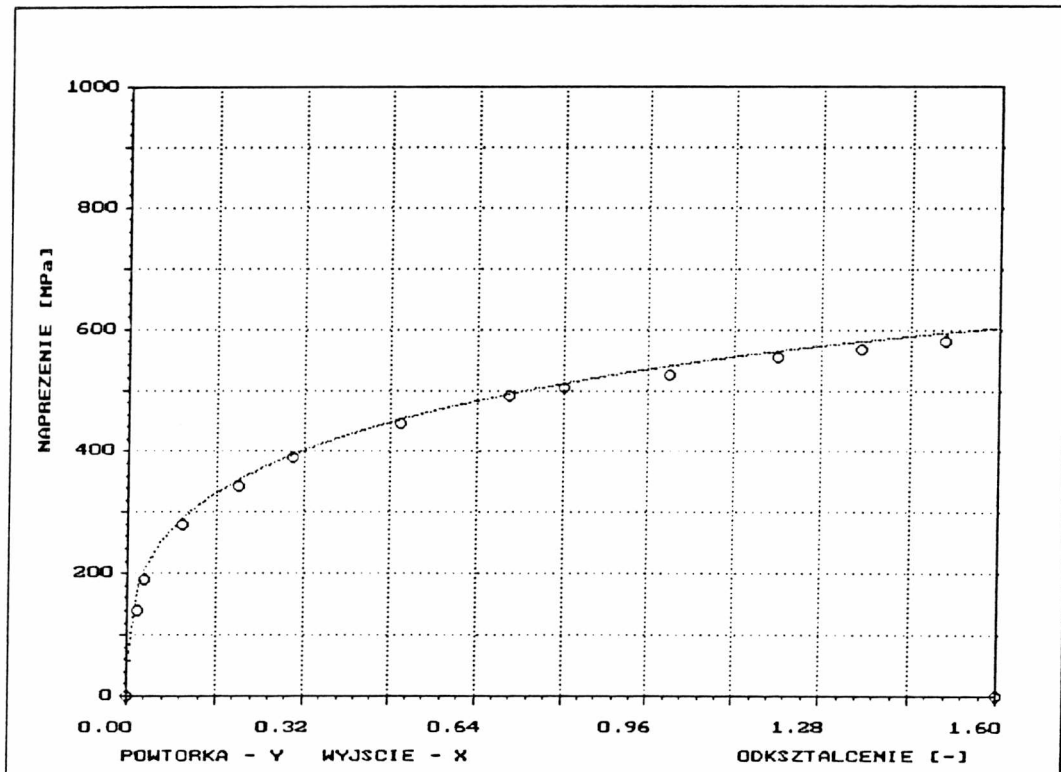
Wybrane przebiegi naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia wyznaczone z modelu uwzględniającego stan wewnętrzny badanych materiałów przedstawiono na rys.3.4.3.4 - 3.4.3.11. Na rysunkach tych zaznaczono także punkty z krzywych doświadczalnych.



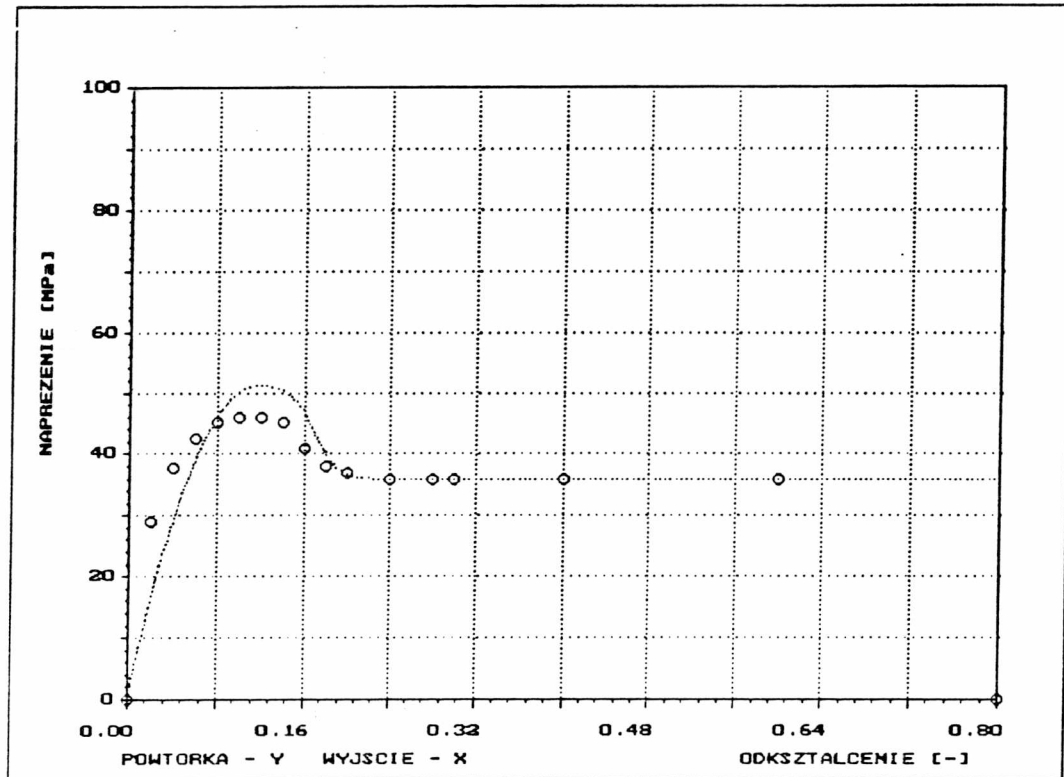
Rys.3.4.3.4. Krzywa σ_p - ϵ dla materiału A w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



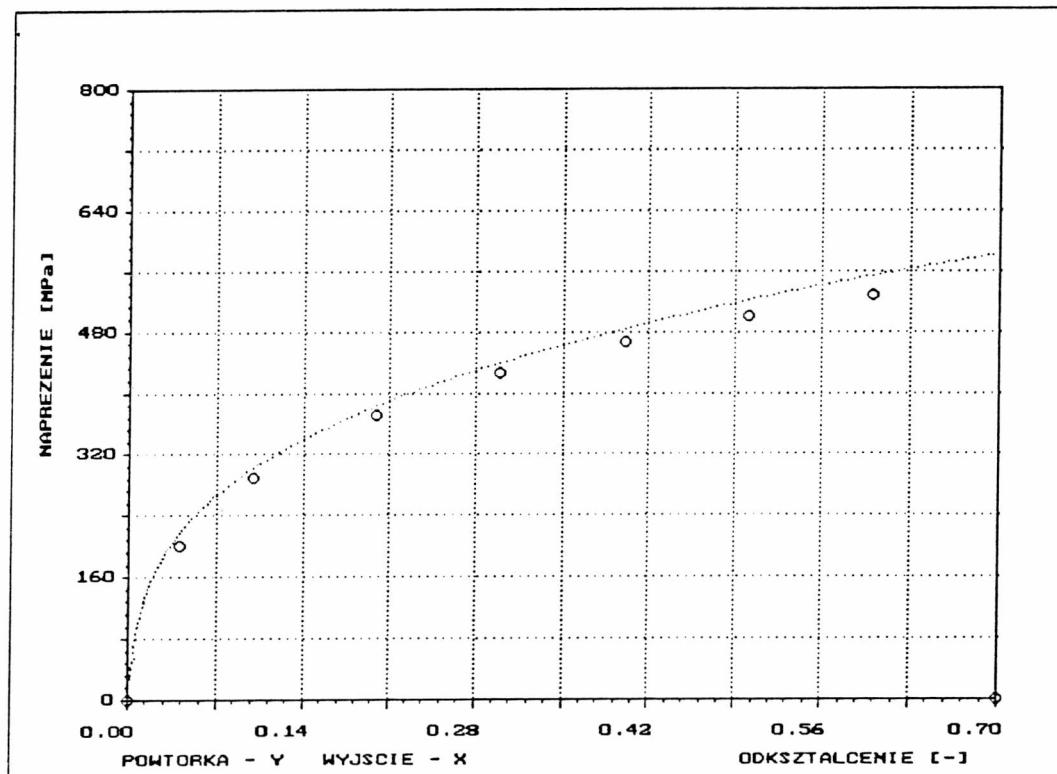
Rys.3.4.3.5. Krzywa σ_p - ϵ dla materiału A w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



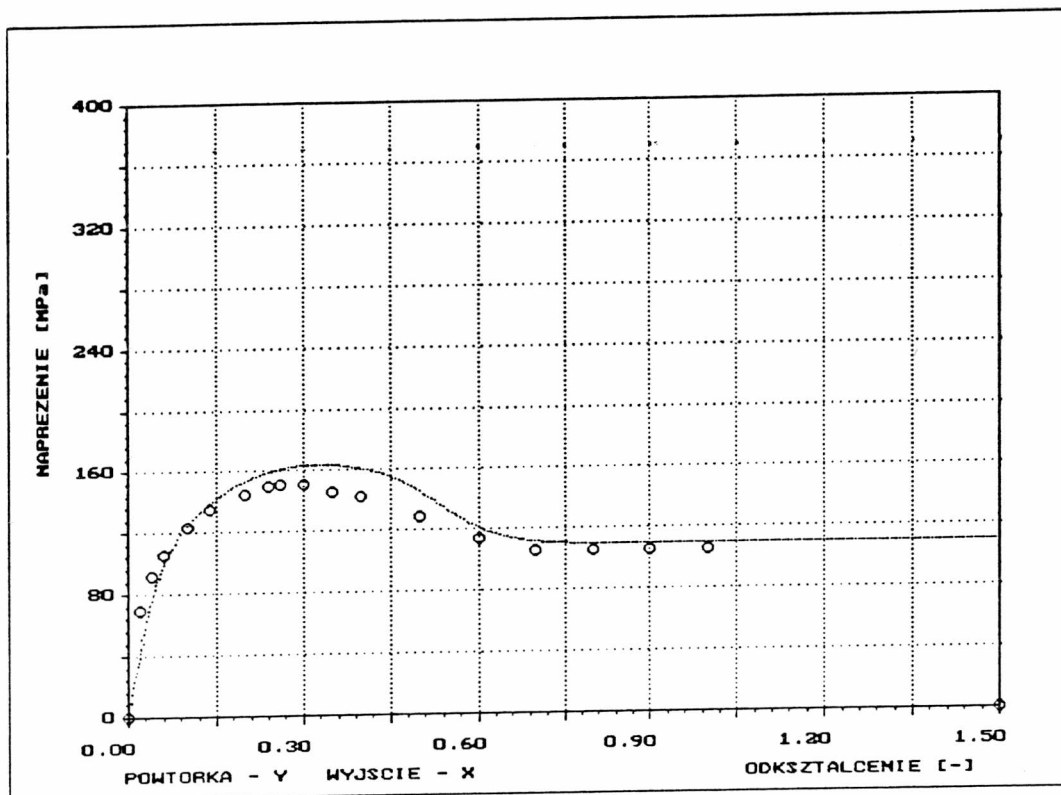
Rys.3.4.3.6. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 373K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



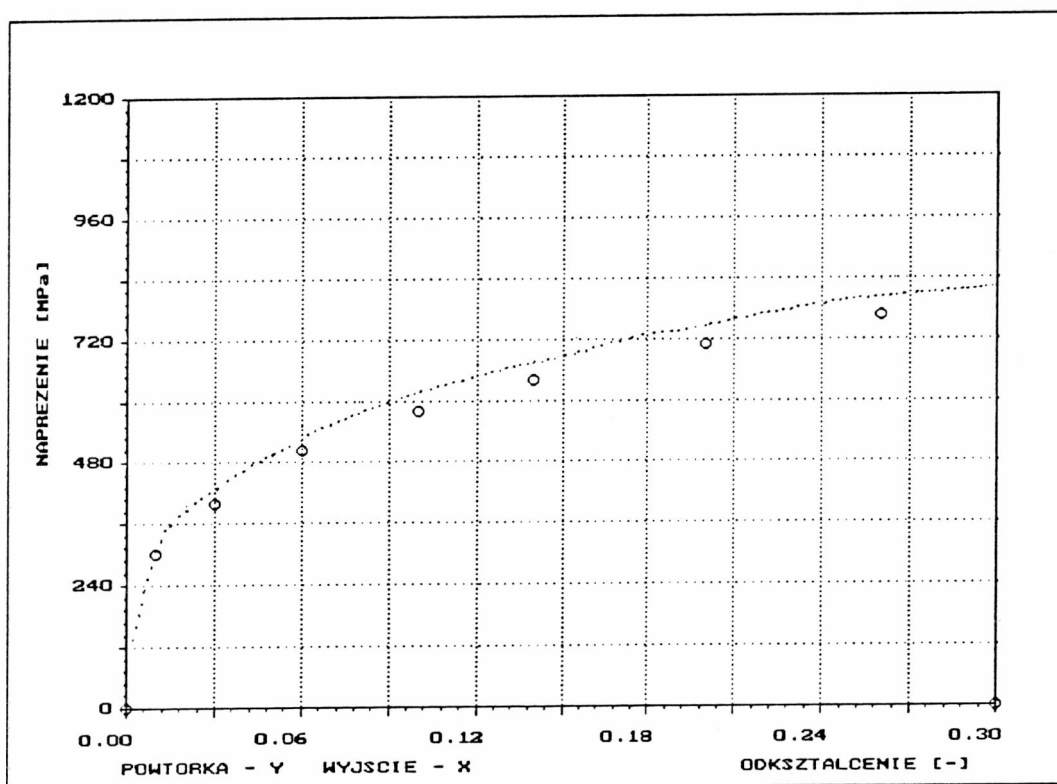
Rys.3.4.3.7. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 1073K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



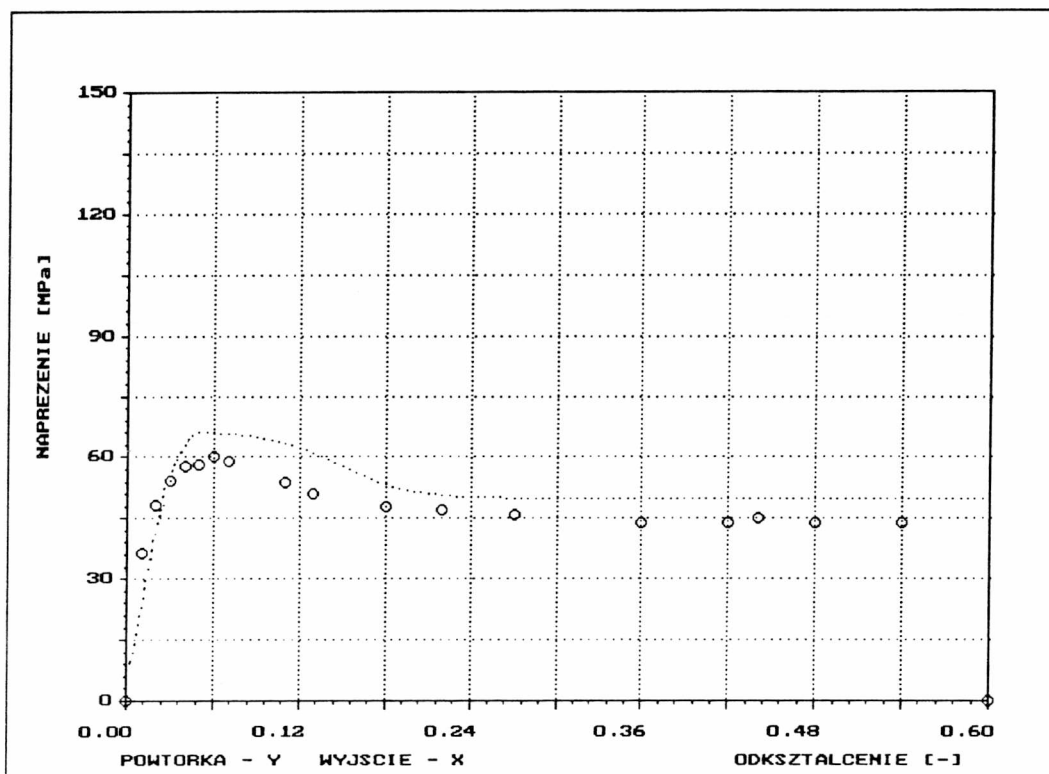
Rys.3.4.3.8. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu C w temperaturze 473K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



Rys.3.4.3.9. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu C w temperaturze 873K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



Rys.3.4.3.10. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 373K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$



Rys.3.4.3.11. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 1073K przy prędkości odkształcania $0,1s^{-1}$

Uzyskane wyniki przedstawione na rys.3.4.3.4. - 3.4.3.11 wskazują na dość dobrą zgodność z wynikami badań doświadczalnych tylko w niższym zakresie temperatur. Najmniejszy błąd uzyskano w temperaturach 293-673K. W wyższych temperaturach, szczególnie dla zakresu odkształceń $0 < \epsilon \leq \epsilon_{kr}$, popełniany jest duży błąd. Wynika on z przyjęcia krzywej bazowej $\sigma_{pB} - \epsilon$ sklejanej z odcinka prostego i krzywej potęgowej, co przy przetwarzaniu krzywej bazowej na inne krzywe przy stałych poziomach naprężenia uplastyczniającego, a nie odkształcenia (wynika to z równania 3.4.3.7) rozszerza zakres posługiwania się prostoliniową częścią krzywej bazowej.

Model ten można ulepszyć poprzez zastosowanie do opisu krzywych w zakresie wyższych temperatur funkcji λ o innej postaci. Proponuje się przyjęcie tej funkcji w postaci $\lambda = a(T, \dot{\epsilon})[\epsilon - b(T, \dot{\epsilon})]^k + c(T, \dot{\epsilon})$. Innym rozwiązaniem jest połączenie obu ostatnio omawianych modeli, uzyskano to wprowadzając do modelu uwzględniającego procesy strukturalne stan wewnętrzny materiału i prędkość ewolucji tego stanu.

3.4.4. Model opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego uwzględniający procesy strukturalne i stan wewnętrzny materiału

3.4.4.1. Wprowadzenie

Model ten uzyskano z połączenia dwóch modeli przedstawionych w rozdz.3.4.2 i 3.4.3. Naprężenie uplastyczniające wyrażono w postaci iloczynu trzech funkcji

$$\sigma_p = MP\sigma_w \quad (3.4.4.1)$$

Funkcje M i P opisane są odpowiednio równaniami (3.4.3.37) i (3.4.3.40).

Do modelowania zmian stanu wewnętrznego materiału zastosowano model oparty na różniczkowym równaniu intensywności zmiany stanu wewnętrznego materiału. Model ten zawiera człon podstawowy, opisujący intensywność wzrostu parametru stanu wewnętrznego materiału w temperaturze bazowej, człon intensywności wzrostu parametru stanu wewnętrznego, wywołanego starzeniem odkształceniowym, człon intensywności zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego wywołanego dynamicznym zdrowieniem - utworzony na podstawie teorii procesów zdrowienia oraz człon intensywności osłabienia spowodowanego rekrytalizacją dynamiczną. Model ten może być stosowany do temperatur leżących powyżej temperatury bazowej. Przyjmuje się, że w tej temperaturze względna intensywność zdrowienia dynamicznego wynosi zero, podobnie jak i rekrytalizacji dynamicznej. Za temperaturę bazową przyjęto temperaturę pokojową, bowiem model stosowany będzie do obróbki plastycznej na ciepło oraz na gorąco.

Zbudowany model w zależności od zakresu odkształceń ma dwie formy. Pierwsza opisuje zmiany odkształcenia w zakresie odkształceń $0 < \varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$, w którym naprężenie uplastyczniające rośnie wraz z odkształceniem. Druga obejmuje zakres odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$, w którym rozpoczyna się spadek naprężenia uplastyczniającego przechodzący w ustalone płynięcie plastyczne.

3.4.4.2. Opis modelu

Do wyrażenia intensywności zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału zastosowano zależność podobną do (3.4.2.1),

$$\left(\frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} - \left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} - \left(\frac{\partial \sigma_{wR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} + \left(\frac{\partial \sigma_{wD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.4.2)$$

gdzie: $\left(\frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału w

warunkach określonych przez $\varepsilon, \dot{\varepsilon}$ i T

$\left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B}$ - bazowa intensywność wzrostu parametru stanu wewnętrznego

materiału przy odkształceniu ε w warunkach określonych przez prędkość bazową $\dot{\varepsilon}_B$ i temperaturą bazową T_B , tj. takich, w których pozostałe człony prawej strony równania (3.4.4.2) są równe zero,

$\left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego

materiału wywołanego zdrowieniem dynamicznym,

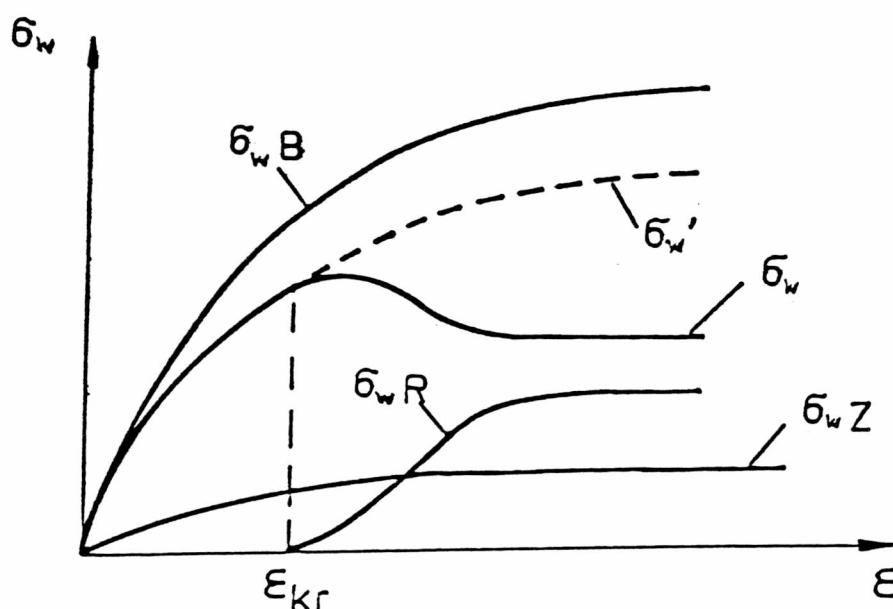
$\left(\frac{\partial \sigma_{wR}}{\partial \varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego

materiału wywołanego rekrytalizacją dynamiczną,

$\left(\frac{\partial \sigma_{wD}}{\partial \varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}, T}$ - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału

wywołanej starzeniem odkształceniowym.

Obraz graficzny zależności (3.4.4.2) bez uwzględnienia starzenia odkształceniowego przedstawiono na poniższym rysunku.



Rys.3.4.4.1. Obraz graficzny zależności (3.4.4.2) z pominięciem członu opisującego starzenie odkształceniowe

Krzywa $\sigma_{wB}(\varepsilon)$ - jest bazową krzywą zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału w temperaturze T_B i przy prędkości $\dot{\varepsilon}_B$. Krzywa $\sigma_{wZ}(\varepsilon)$ - określa zmianę parametru stanu wewnętrznego materiału spowodowaną zdrowieniem dynamicznym. Krzywa $\sigma'_w(\varepsilon)$ - jest rzeczywistą krzywą zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału bez udziału rekrytalizacji dynamicznej. Krzywa $\sigma_{wR}(\varepsilon)$ - określa zmniejszenie parametru stanu wewnętrznego materiału wywołane rekrytalizacją dynamiczną i krzywa $\sigma_w(\varepsilon)$ - jest rzeczywistą krzywą zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału z udziałem procesów zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej.

3.4.4.3. Wyznaczenie bazowej intensywności wzrostu parametru stanu wewnętrznego materiału

Za bazową intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału przyjęto intensywność określoną w temperaturze pokojowej, tj. 293K i przy największej zastosowanej prędkości odkształcania, tj. $6,7s^{-1}$. Do opisu bazowej krzywej stanu wewnętrznego materiału zastosowano funkcję

$$\sigma_{wB} = A(\varepsilon + \varepsilon_o)^n \quad (3.4.4.3)$$

sklejoną w początkowym zakresie odkształceń z funkcją

$$\sigma_{wB} = A_1 \varepsilon \quad \text{dla } \varepsilon_o < 0 \quad (3.4.4.4.)$$

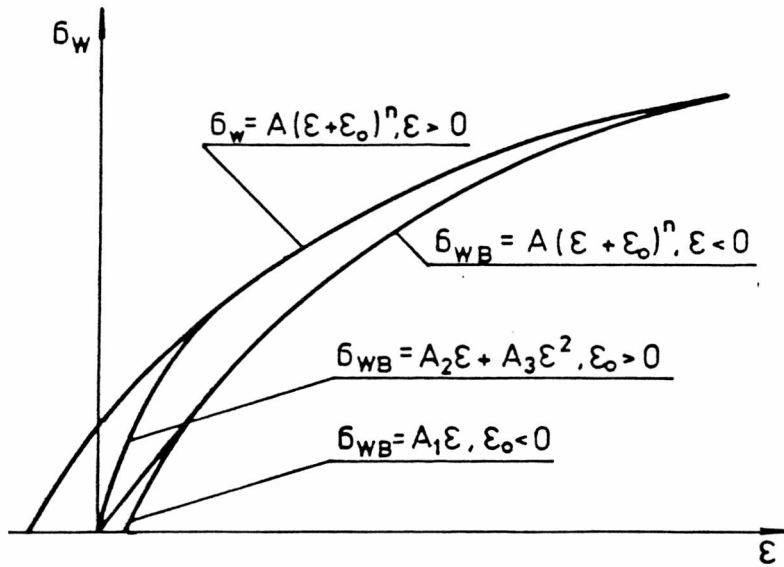
lub z funkcją

$$\sigma_{wB} = A_2 \varepsilon + A_3 \varepsilon^2 \quad \text{dla } \varepsilon_o > 0 \quad (3.4.4.5)$$

Sposób sklejenia obrazuje rys.3.4.4.2.

Jeżeli $\varepsilon_o < 0$, to punkt sklejenia ε_{sk} oraz stałą A_1 wyznacza się z rozwiązania dwóch równań wynikających z równości wartości σ_w i $\partial\sigma_w/\partial\varepsilon$ wyliczonych z obu funkcji w punkcie sklejenia. Otrzymuje się zależności określone równaniami (3.4.3.9), (3.4.3.10) i (3.4.3.11)

Jeżeli $\varepsilon_o > 0$, to punkt sklejenia ε_{sk} przyjmuje się a priori przy bardzo małych odkształceniach np $\varepsilon_{sk} = 0,003$, ponieważ zgodność wartości σ_w i $\partial\sigma_w/\partial\varepsilon$ jest niewystarczająca do określenia położenia punktu sklejenia. Wartości A_2 i A_3 oblicza się wtedy z rozwiązania równań wynikających z warunku sklejenia funkcji, opisuje je równanie (3.4.3.20).



Rys.3.4.4.2. Opis bazowych krzywych przedstawiających zmiany parametru stanu wewnętrznego

Intensywność wzrostu parametru stanu wewnętrznego materiału opisują poniższe zależności dla $\varepsilon_o \leq 0$

$$\varepsilon \leq \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial\sigma_{wB}}{\partial\varepsilon} = A_1 \quad (3.4.4.6)$$

$$\varepsilon > \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial\sigma_{wB}}{\partial\varepsilon} = An(\varepsilon + \varepsilon_o)^{n-1}$$

dla $\varepsilon_o > 0$

$$\varepsilon \leq \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial\sigma_{wB}}{\partial\varepsilon} = A_2 + 2A_3\varepsilon \quad (3.4.4.7)$$

$$\varepsilon > \varepsilon_{sk} \Rightarrow \frac{\partial\sigma_{wB}}{\partial\varepsilon} = An(\varepsilon + \varepsilon_o)^{n-1}$$

Wartości parametrów bazowych krzywych zmiany stanu wewnętrznego badanych materiałów podano w tabeli 3.4.3.1.

3.4.4.4. Wyznaczanie intensywności zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego zdrowieniem dynamicznym

Intensywność zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego zdrowieniem dynamicznym można opisać poniższym równaniem

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{k}{\dot{\varepsilon}} \exp \left\{ - \left[Q - f_o(\sigma_w) \right] / RT \right\} \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.8)$$

gdzie: Q - energia aktywacji procesu zdrowienia,

$f_o(\sigma_w)$ - zmniejszenie energii aktywacji wywołane obecnością pola naprężeń,

k - funkcja zależna od odkształcenia, temperatury i prędkości odkształcania.

Przyjmując, że funkcję $f_o(\sigma_w)$ można opisać podobną zależnością od parametru stanu wewnętrznego materiału, jaką w pracy [47] użyto do uzależnienia jej od naprężenia uplastyczniającego, tj.

$$f_o(\sigma_w) = RTq\sigma_w^2 \quad (3.4.4.9)$$

gdzie: q - parametr materiałowy

otrzymamy:

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{k}{\dot{\varepsilon}} \exp \left(q\sigma_w^2 - \frac{Q}{RT} \right) \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.10)$$

Wprowadzając następnie oznaczenie

$$\gamma = \frac{k}{\dot{\varepsilon}} \exp \left(q\sigma_w^2 - \frac{Q}{RT} \right) \quad (3.4.4.11)$$

gdzie: γ - jest funkcją odkształcenia, temperatury i prędkości odkształcania, otrzymujemy

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \gamma \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.12)$$

Do opisu funkcji γ w stałej temperaturze i przy stałej prędkości odkształcania przyjęto taką samą zależność, jaką użyto w modelu przedstawionym w rozdz.3.4.2.

$$\gamma = b - a\varepsilon \quad (3.4.4.13)$$

gdzie: a i b - stałe materiałowe zależne od warunków odkształcania, tj. temperatury i prędkości odkształcania.

Podstawiając zależność (3.4.4.13) do (3.4.4.12) otrzymujemy wyrażenie na intensywność zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego zdrowieniem dynamicznym

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = (b - a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.14)$$

Całkując zależność (3.4.4.14) przez części otrzymujemy wyrażenie pozwalające wyznaczyć zmianę parametru stanu wewnętrznego materiału wywołaną zdrowieniem dynamicznym.

$$\sigma_{wZ} = (b - a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + a \int_0^{\varepsilon} (\sigma_{wB})_{\varepsilon_1, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon \quad (3.4.4.15)$$

3.4.4.5. Wyznaczenie intensywności zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanej starzeniem odkształceniowym

Intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanej starzeniem odkształceniowym materiału o określonej skłonności do starzenia jest proporcjonalna do zmiany stanu wewnętrznego materiału jaka towarzyszy odkształcaniu, dlatego można ją wyrazić następującą zależnością

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \kappa (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} \quad (3.4.4.16)$$

gdzie: κ - stała materiałowa zależna od odkształcenia, prędkości odkształcania, temperatury i rodzaju materiału.

Całkując zależność (3.4.4.16) otrzymujemy wyrażenie na zmianę parametru stanu wewnętrznego materiału wywołaną starzeniem odkształceniowym

$$\sigma_{wD} = \kappa \int_0^{\varepsilon} (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} d\varepsilon \quad (3.4.4.17)$$

3.4.4.6. Wyznaczanie intensywności zmniejszenia parametru stanu wewnętrznego materiału wywołanego rekrytalizacją dynamiczną

Do opisu intensywności zmniejszenia parametru stanu wywołanego rekrytalizacją dynamiczną zastosowano poniższą zależność:

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{2(\sigma_{wm} - \sigma_{ws})}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \frac{1}{\cosh^2 \left(\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right)} + \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} + \left(\frac{\partial \sigma_{wD}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} - \left(\frac{\partial \sigma_{wZ}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.4.18)$$

gdzie: σ_{wm} - parametr stanu wewnętrznego materiału odpowiadający maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego, określony z zależności $\sigma_{wm} = \sigma_{pm} / MP$ (M i P odpowiednie dla danych warunków odkształcania),

σ_{ws} - parametr stanu wewnętrznego materiału odpowiadający ustalonemu stanowi wewnętrznemu, określony z zależności $\sigma_{ws} = \sigma_{ps} / MP$.

Powyższa zależność w równaniu (3.4.4.2) występuje dopiero po przekroczeniu odkształcenia krytycznego ε_{kr} , przyjęto bowiem, że stopień rekrytalizacji w zakresie odkształceń od $\varepsilon = 0,7\varepsilon_{kr}$ do $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$ jest nieduży i można go w opracowywanym modelu pominąć. Podstawiając wyrażenia (3.4.4.14) i (3.4.4.16) do zależności (3.4.4.18) otrzymamy

$$\left(\frac{\partial \sigma_{wR}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = \frac{2(\sigma_{wm} - \sigma_{ws})}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \frac{1}{\cosh^2 \left(\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right)} + (1 - b + a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} + \kappa (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} \quad (3.4.4.19)$$

Całkując wyrażenie (3.4.4.19) otrzymujemy:

$$\sigma_{wR} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \tanh \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon) (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} + (\kappa - a) \int_{\varepsilon_{kr}}^{\varepsilon} (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_B} d\varepsilon + C \quad (3.4.4.20)$$

Podobnie jak dla naprężenia uplastyczniającego, tak i dla stanu wewnętrznego materiału różnice pomiędzy wartościami κ i a są pomijalnie małe, zależność (3.4.4.20) przedstawia się więc w postaci

$$\sigma_{wR} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + C \quad (3.4.4.21)$$

Stałą całkowania wyznacza się z warunku, że rekrytalizacja dynamiczna rozpoczyna się, gdy odkształcenie osiąga wartość odkształcenia krytycznego, a więc dla $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$, $\sigma_{wR} = 0$.

Wyznaczona z tego warunku stała całkowania C wynosi:

$$C = \frac{\sigma_{wm} - \sigma_{ws}}{2} \operatorname{tgh} 2 - (1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon_{kr}, \dot{\varepsilon}_B, T_B}$$

Z rysunku 3.4.4.2 wynika, że dla $\varepsilon = \varepsilon_{kr}$ wyrażenie $(1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon_{kr}, \dot{\varepsilon}_B, T_B} = \sigma_{wm}$

co pozwala wyznaczyć stałą całkowania w postaci

$$C = -\frac{0,966\sigma_{ws} + 1,046\sigma_{wm}}{2} \quad (3.4.4.22)$$

Ostatecznie zależność (3.4.4.22) przyjmuje postać:

$$\sigma_{wR} = \frac{\sigma_{ws} - \sigma_{wm}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + (1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} - \frac{0,96\sigma_{ws} + 1,04\sigma_{wm}}{2} \quad (3.4.4.23)$$

3.4.4.7. Opracowanie końcowej postaci modelu opisującego zmiany naprężenia uplastyczniające

Końcowy model ma dwie postacie zależne od zakresu odkształceń. Dla odkształceń mniejszych od odkształceń krytycznych $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$, a więc w takich warunkach, w których nie zachodzi rekrytalizacja dynamiczna, model opisujący stan wewnętrzny materiału otrzymamy podstawiając zależności (3.4.4.14) i (3.4.4.16) do równania (3.4.4.2).

$$\left(\frac{\partial \sigma_w}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} = (1 - b + a\varepsilon) \left(\frac{\partial \sigma_{wB}}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + \kappa(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.24)$$

Całkując powyższe równanie otrzymujemy zależność na σ_w

$$\sigma_w = (1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} + (\kappa - a) \int (\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} d\varepsilon + C_1$$

Biorąc pod uwagę, że $\kappa \approx a$, stałą całkowania C_1 wyznaczono z warunku, że dla $\varepsilon = 0$,

$\sigma_w = 0$ i $\sigma_{wB} = 0$, co oznacza, że $C_1 = 0$.

Ostatecznie w zakresie odkształceń $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$

$$\sigma_w = (1 - b + a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}_B, T_B} \quad (3.4.4.25)$$

W zakresie odkształceń większych od krytycznych $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$ model opisujący stan wewnętrzny materiału otrzymamy podstawiając zależności (3.4.4.15), (3.4.4.17) i (3.4.4.23) do równania (3.4.4.2).

$$\sigma_w = \frac{\sigma_{wm} - \sigma_{ws}}{2} \operatorname{tgh} \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + \frac{0,96\sigma_{ws} + 1,04\sigma_{wm}}{2} \quad (3.4.4.26)$$

Pełny model opisujący zmiany naprężenia uplastyczniającego badanych materiałów dla odkształceń $\varepsilon \leq \varepsilon_{kr}$ otrzymujemy podstawiając zależność (3.4.4.25) do (3.4.4.1)

$$\sigma_p = MP\sigma_w = MP(1-b+a\varepsilon)(\sigma_{wB})_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (3.4.4.27)$$

i dla odkształceń $\varepsilon > \varepsilon_{kr}$, korzystając z równań (3.4.4.26) i (3.4.4.1) mamy

$$\sigma_p = MP\sigma_w = MP \frac{\sigma_{wm} - \sigma_{ps}}{2} \tanh \left[\frac{4}{\varepsilon_s - \varepsilon_{kr}} \left(\frac{\varepsilon_{kr} + \varepsilon_s}{2} - \varepsilon \right) \right] + \frac{0,96\sigma_{ws} + 1,04\sigma_{wm}}{2} \quad (3.4.4.28)$$

Korzystanie z tego modelu wymaga znajomości bazowych krzywych zmiany stanu wewnętrznego materiału, zależności σ_{wm} , σ_{ws} , ε_{kr} , ε_s , współczynników a i b oraz funkcji P i M od warunków odkształcania.

Zależności σ_{wm} i σ_{ws} od warunków odkształcania określone na podstawie równań (3.4.1.2.) i (3.4.4.1) przyjmują postać:

$$\sigma_{wm} = \frac{1}{\alpha MP} \ln \left\{ \left(\frac{Z_m}{A_m} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z_m}{A_m} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (3.4.4.29)$$

$$\sigma_{ws} = \frac{1}{\alpha MP} \ln \left\{ \left(\frac{Z_s}{A_s} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z_s}{A_s} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (3.4.4.30)$$

Wartości współczynników α , A_m , A_s , n i energii aktywacji Q_m i Q_s występujące w zależności (2.2.2) podano w tabeli 3.4.1.2. Wartości odkształceń ε_{kr} i ε_s wyznacza się korzystając z równań (3.4.1.22) i (3.4.1.27) oraz tabel 3.4.1.3 lub 3.4.1.4. Wartości współczynników a i b określają równania 3.4.2.27 - 3.4.2.42.

Jeżeli podczas odkształcania zachodzą zmiany prędkości odkształcania do zależności (3.4.4.27) i (3.4.4.28), w części opisującej stan wewnętrzny materiału w miejsce prędkości odkształcania wprowadzona zostaje prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału wyznaczona z równania (3.4.3.44).

3.4.4.8. Opis programu

Program służy do wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcania przy zmianach prędkości odkształcania z uwzględnieniem wpływu historii odkształcania w zakresie temperatur 293 - 1073K i prędkości odkształcania 0,01 - 6,7s⁻¹. Obliczenia można przeprowadzać także w innych warunkach odkształcania.

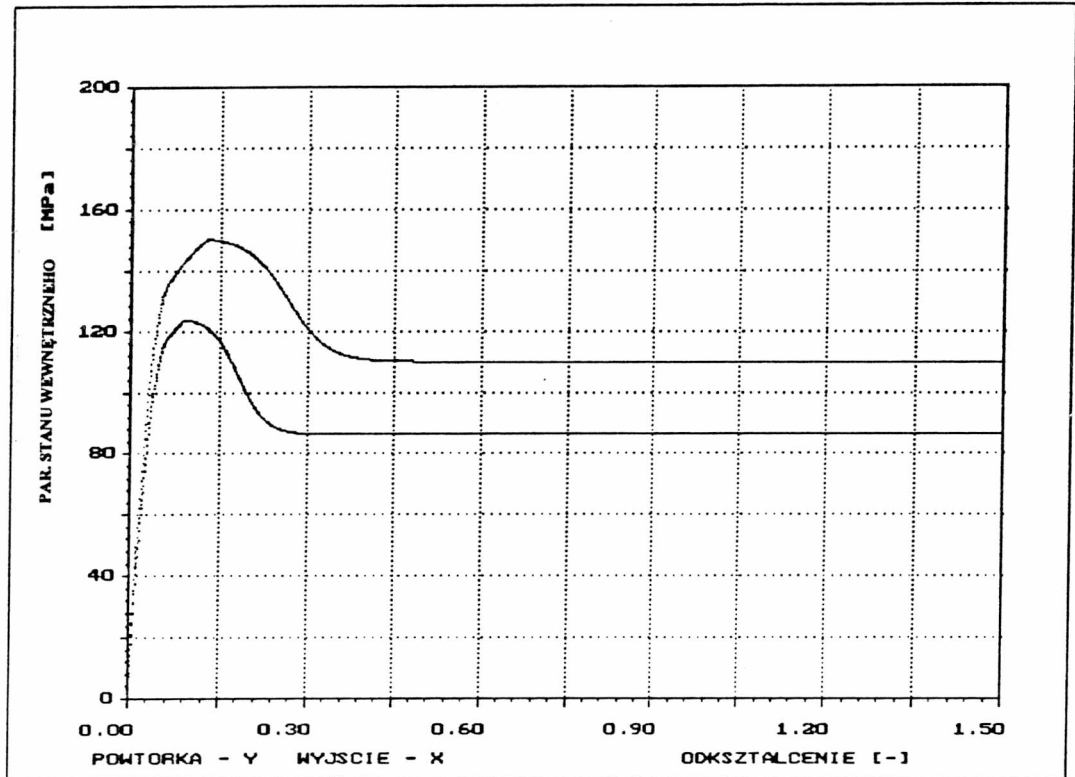
W programie stosowana jest następująca ogólna zasada: odpowiednie polecenia wybiera się z tablic naprowadzając podświetlenie dowolnym klawiszem, naciskając następnie X przechodzimy do czynności związanych z realizacją danego polecenia. Dane liczbowe i nazwę stopu zmienia się po podświetleniu odpowiedniej wartości i naciśnięciu Y. Wprowadzoną wartość akceptujemy naciskając ENTER. Po uruchomieniu programu pojawia się tablica główna, która zawiera 5 opcji:

- 1) wybór stopu
- 2) modelowanie krzywych $\sigma_p(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$
- 3) porównanie krzywych σ_p i σ_w
- 4) modelowanie krzywych $\sigma_p(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ dla zadanych przebiegów $\dot{\varepsilon}(\varepsilon)$
- 5) zakończenie programu.

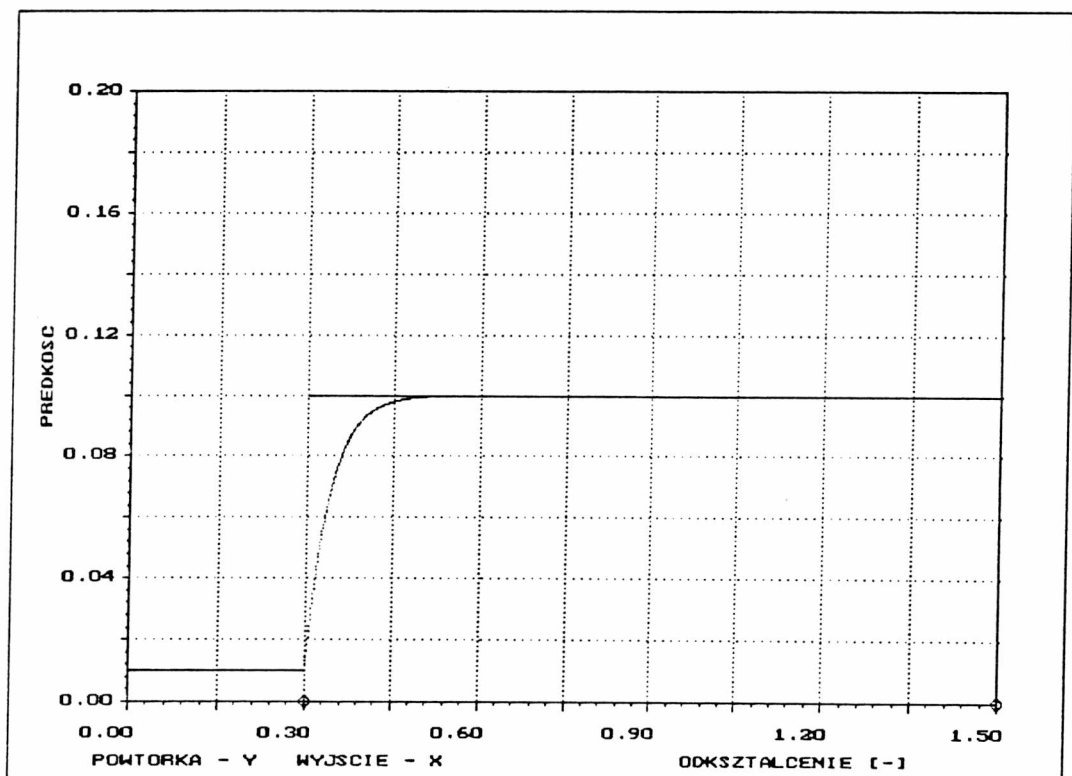
Najpierw dokonuje się wyboru stopu. Program zawiera dane materiałowe dla materiałów A, B, C i D. Zastosowanie programu do innych stopów wymaga wprowadzenia odpowiednich danych materiałowych. Istnieje możliwość porównania modelowych krzywych naprężenie uplastyczniające - odkształcenie z krzywymi wyznaczonymi doświadczalnie. Po ustaleniu temperatury i prędkości odkształcania (opcja 2), o ile dla danych warunków nie ma danych doświadczalnych, pojawia się odpowiedni komunikat o braku takich danych. Możemy go pominąć naciskając X, bądź zmienić temperaturę i prędkość odkształcania na takie, dla których istnieją dane doświadczalne. Zarówno dla wykresu z danymi jak i bez danych doświadczalnych należy ustalić zakres współrzędnych. Proces rysowania krzywej możemy przerwać naciskając dowolny klawisz. Wykres możemy powtórzyć naciskając Y. Operację kończymy klawiszem X. Przed przystąpieniem do opcji 4 możemy przeprowadzić jednoczesną obserwację dwóch ciągłych krzywych $\sigma_p - \varepsilon$, bądź $\sigma_w - \varepsilon$ odpowiadających prędkości odkształcania przed i po jej zmianie (opcja 3). W tym celu najpierw ustalamy temperaturę i prędkość odkształcania przed i po zmianie prędkości, następnie wykreślamy odpowiednie ciągłe krzywe $\sigma_p - \varepsilon$, pierwszą przed zmianą prędkości odkształcania i po naciśnięciu dowolnego klawisza, drugą po zmianie prędkości odkształcania. Z kolei rysujemy krzywe $\sigma_w - \varepsilon$, postępując tak samo jak dla krzywych $\sigma_p - \varepsilon$. Po dokonaniu obserwacji tych krzywych wracamy do tablicy głównej i wybieramy odpowiednią opcję. Krzywe $\sigma_p - \varepsilon$, z uwzględnieniem zmian prędkości odkształcania (opcja 4) można otrzymać z pominięciem opcji 3. Po przejściu do opcji 4 najpierw należy dokonać wyboru danych początkowych, tj. temperatury, liczby zakresów (liczba skoków + 1), współczynnika L, ustalenia przedziałów zmienności prędkości odkształcania. Następnie otrzymujemy wykres prędkości odkształcania oraz prędkości ewolucji stanu wewnętrznego materiału. Z kolei przechodzimy do modelowej krzywej $\sigma_p - \varepsilon$, z uwzględnieniem ewolucji stanu wewnętrznego materiału i po naciśnięciu dowolnego klawisza. krzywej $\sigma_p - \varepsilon$, bez uwzględnienia prędkości ewolucji stanu wewnętrznego materiału. Możemy także z tablicy głównej wprowadzić dane doświadczalne. Wykresy drukuje się klawiszem PRINT SCREEN.

3.4.4.9. Zastosowanie opracowanego modelu do opisu naprężenia uplastyczniającego

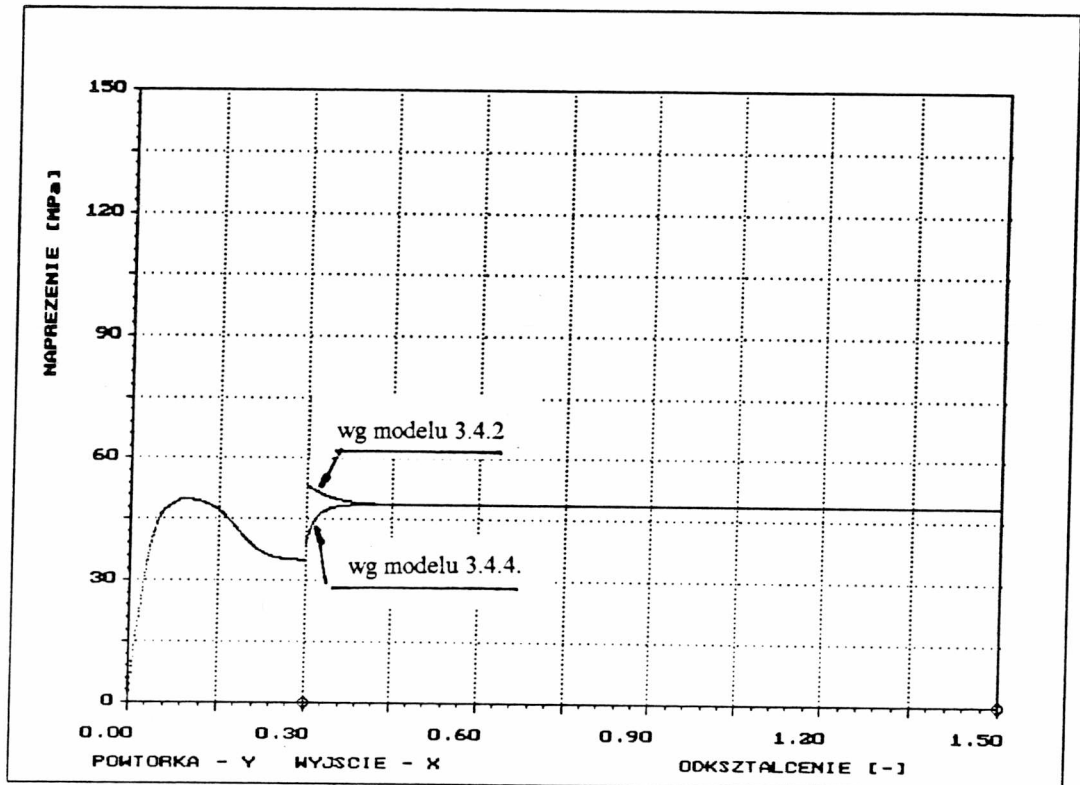
Przebiegi naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia ustalone na podstawie przedstawionego w tym rozdziale modelu uwzględniającego procesy strukturalne i stan wewnętrzny materiału dla stałych prędkości odkształcania są takie same jak wyznaczone z modelu uwzględniającego jedynie procesy strukturalne (rozdz.3.4.2). Istotne różnice pomiędzy tymi modelami otrzymuje się przy zmiennych prędkościach odkształcania w trakcie trwania procesu. Różnice te zobrazowano na niżej przedstawionych rysunkach.



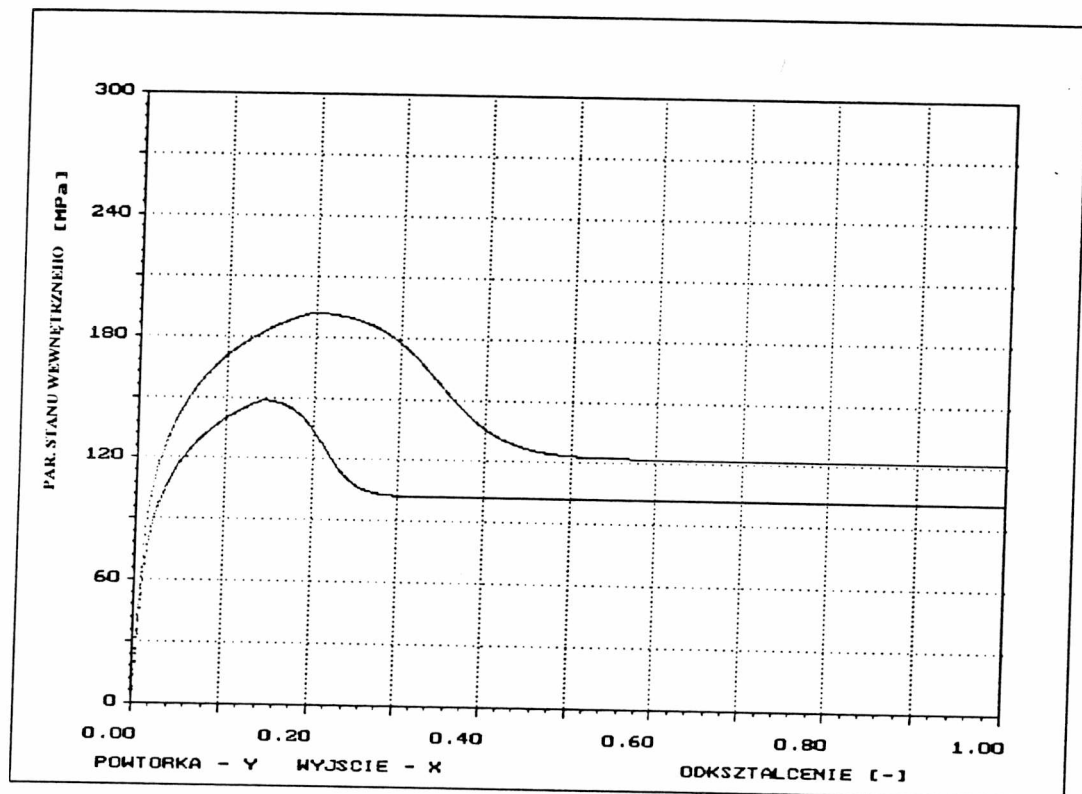
Rys.3.4.4.3. Krzywe $\sigma_w - \varepsilon$ dla materiału A w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania 0,01 i 0,1s⁻¹



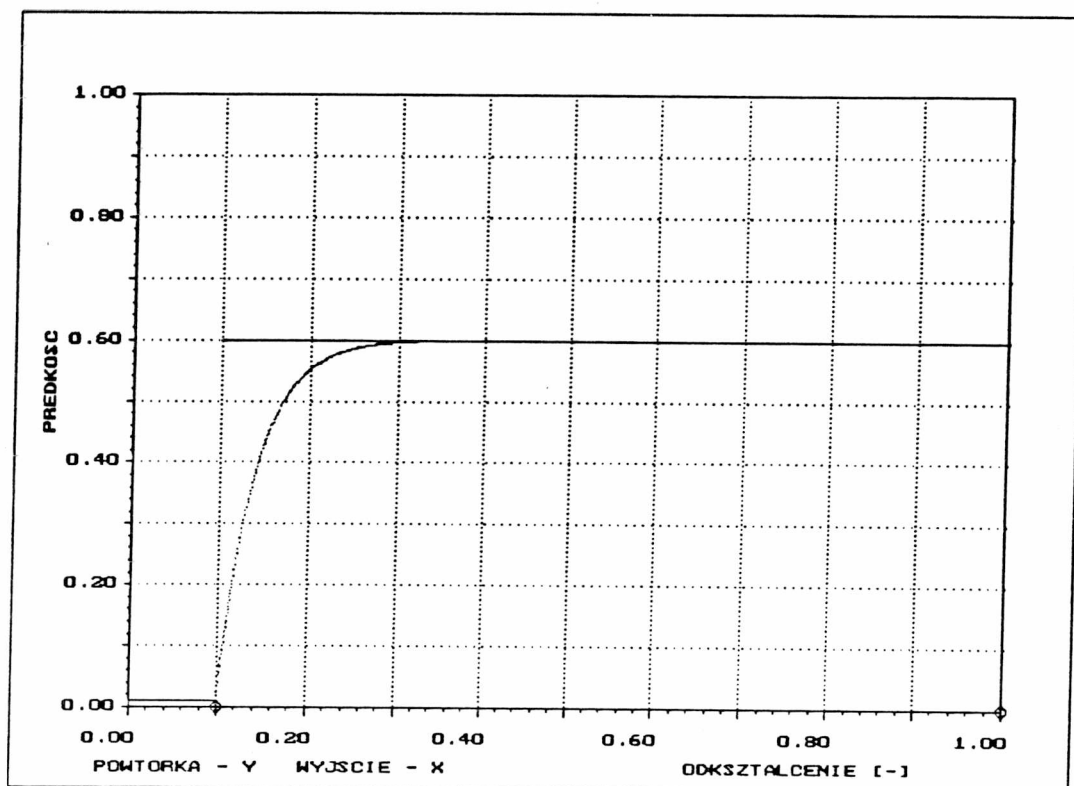
Rys.3.4.4.4. Prędkość ewolucji $\dot{\varepsilon}_w$ stanu wewnętrznego materiału A w funkcji odkształcenia w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,1s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,3$



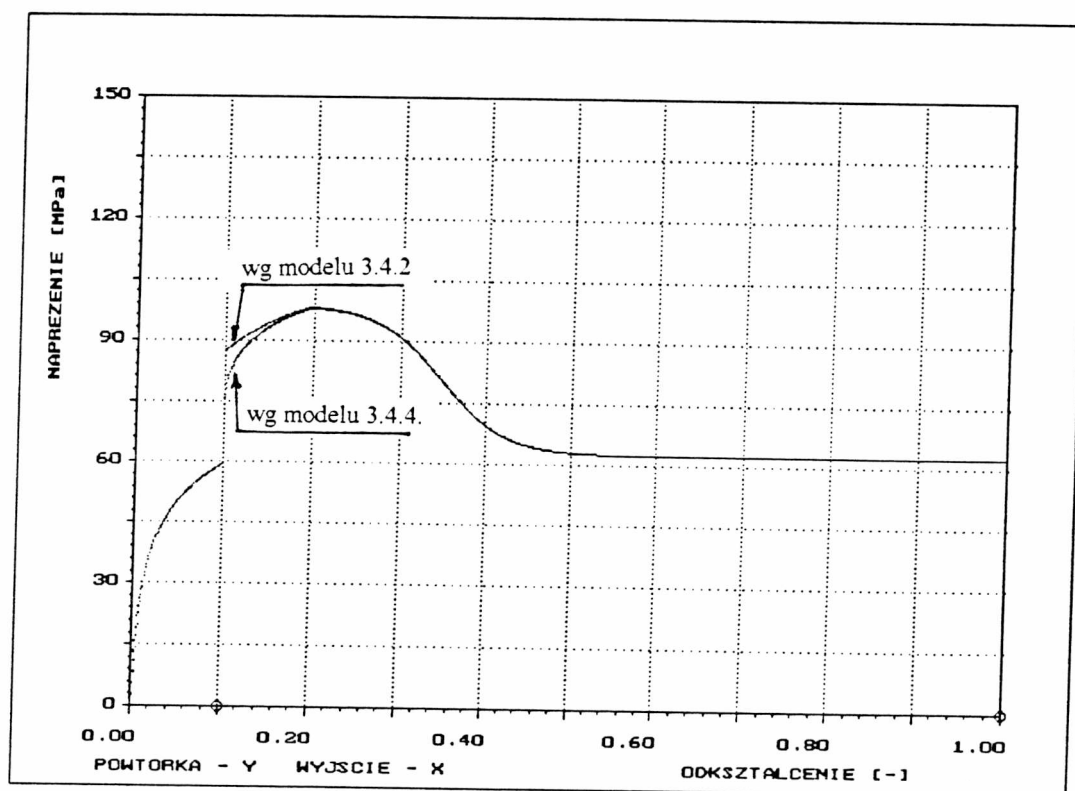
Rys.3.4.4.5. Krzywa $\sigma_p - \epsilon$ dla materiału A w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,1s⁻¹ przy $\epsilon = 0,3$



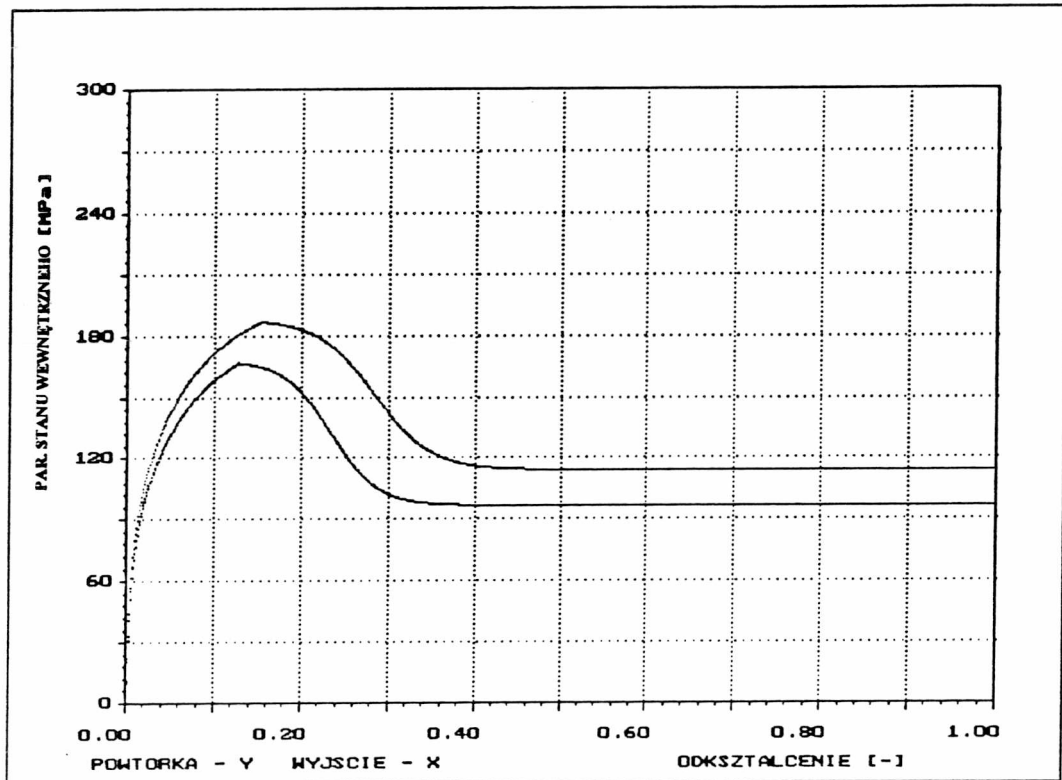
Rys.3.4.4.6. Krzywe $\sigma_w - \epsilon$ dla stopu B w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania 0,01 i 0,6s⁻¹



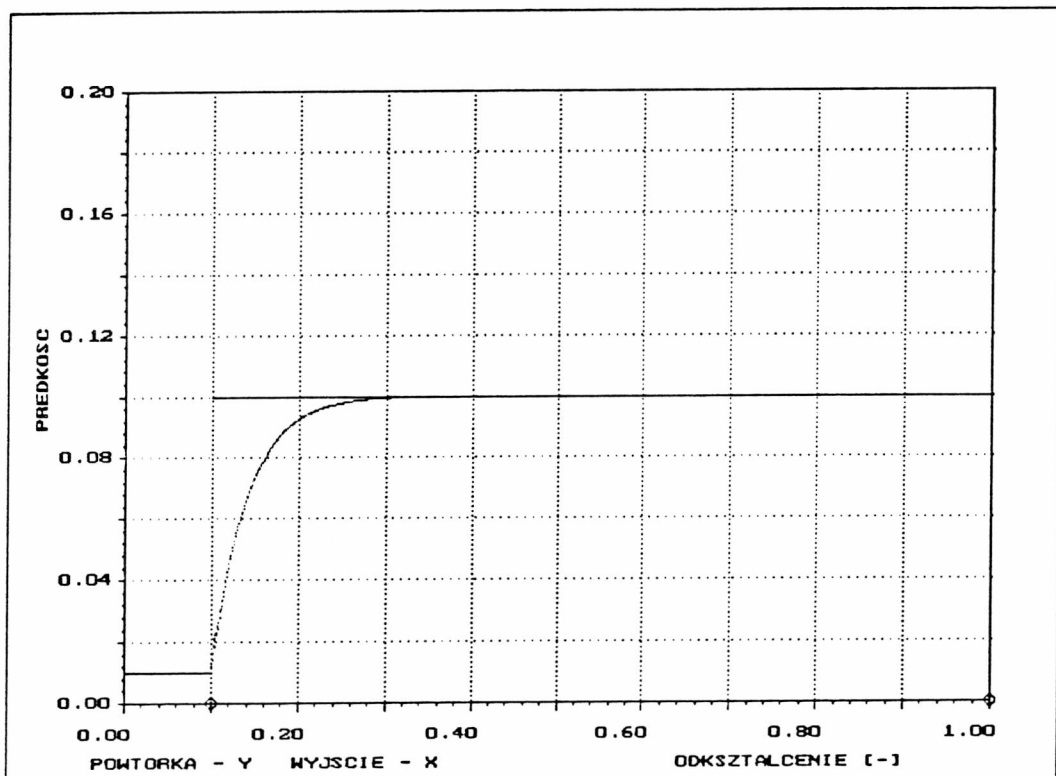
Rys.3.4.4.7. Prędkość ewolucji $\dot{\epsilon}_w$ stanu wewnętrznego stopu B w funkcji odkształcenia w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,6s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$



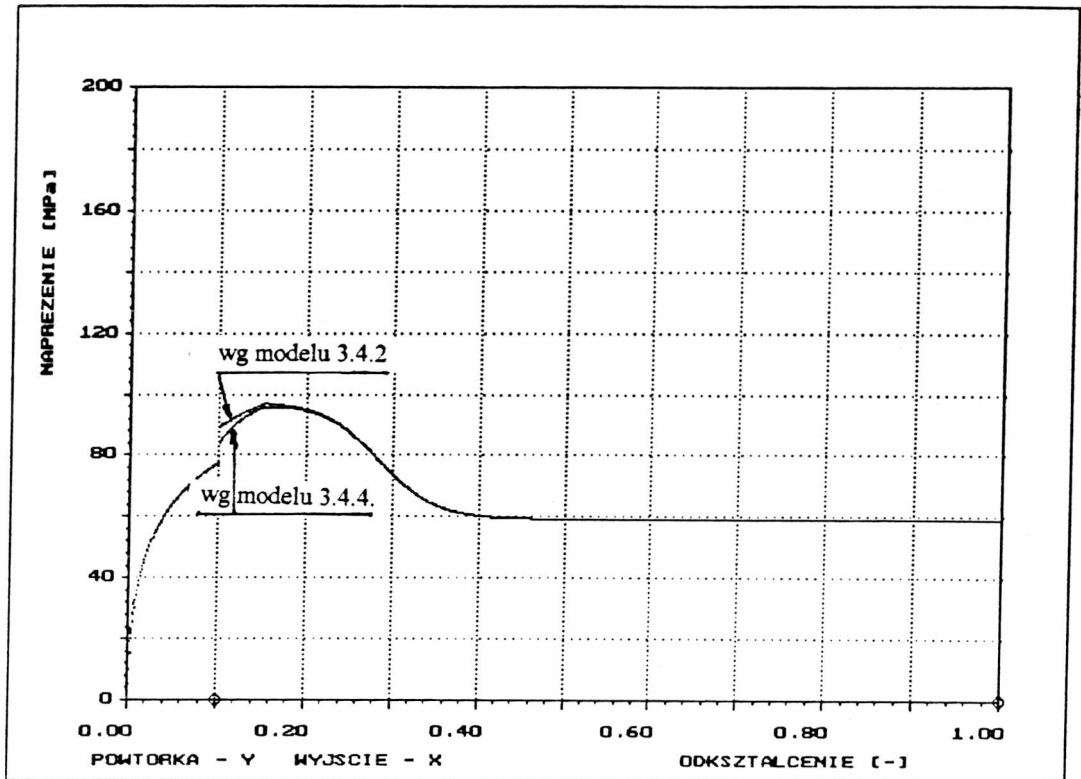
Rys.3.4.4.8. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu B w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,6s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$



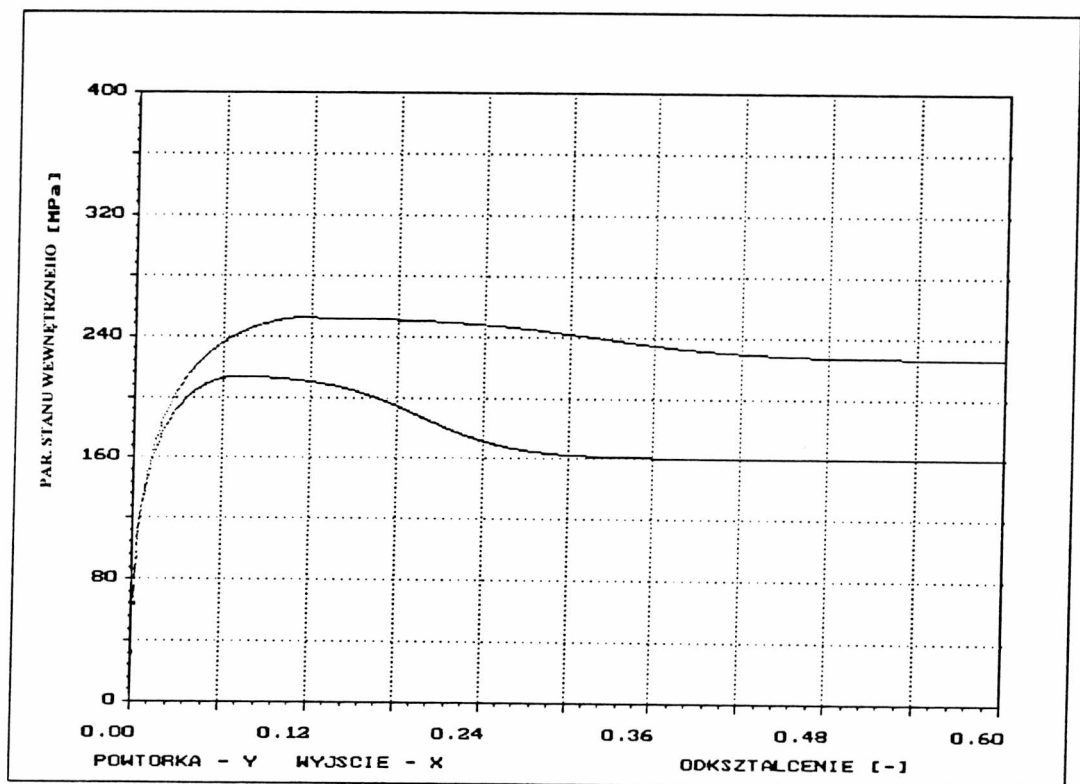
Rys.3.4.4.9. Krzywe $\sigma_w - \varepsilon$ dla stopu C w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania 0,01 i 0,1s⁻¹



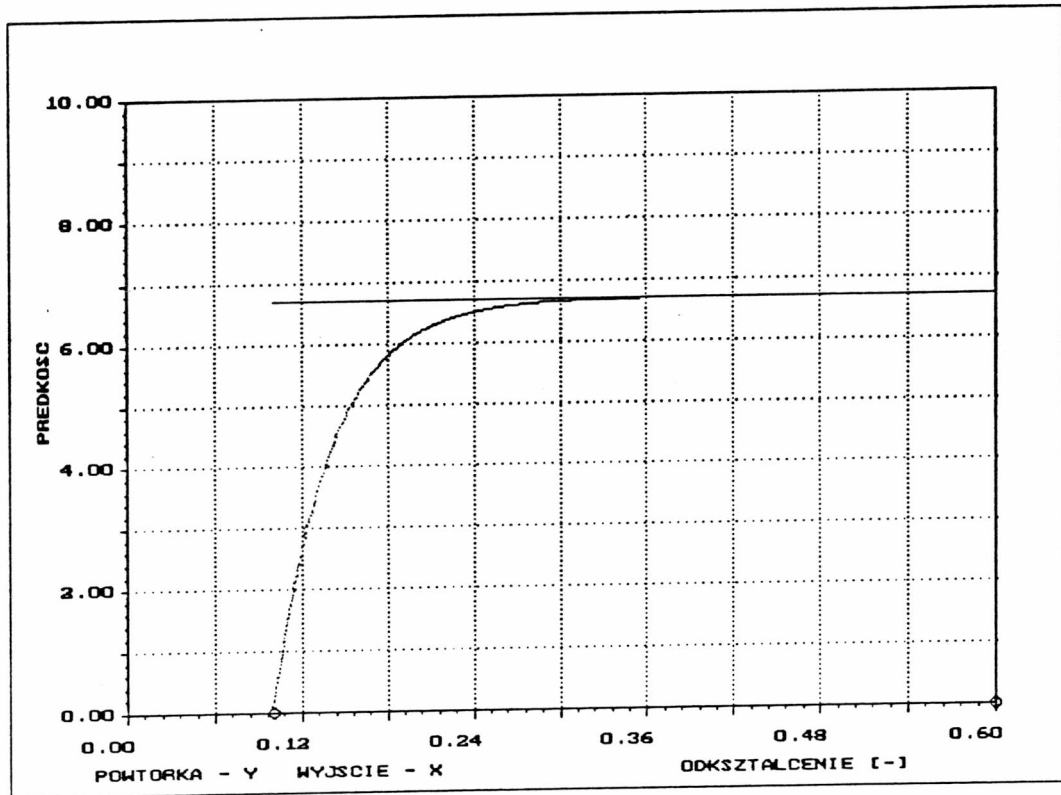
Rys.3.4.4.10. Prędkość ewolucji $\dot{\varepsilon}_w$ stanu wewnętrznego stopu C w funkcji odkształcenia w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,1s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,1$



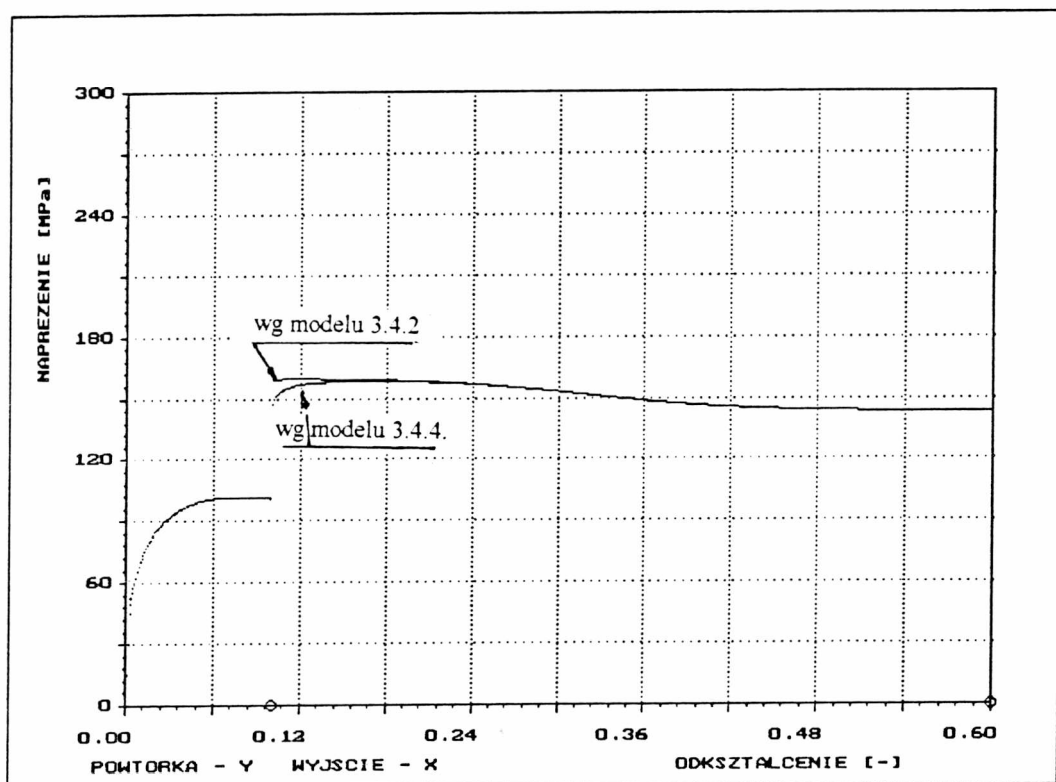
Rys.3.4.4.11. Krzywa $\sigma_p - \epsilon$ dla stopu C w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z $0,01$ na $0,1s^{-1}$ przy $\epsilon = 0,1$



Rys.3.4.4.12. Krzywe $\sigma_w - \epsilon$ dla stopu D w temperaturze 973K przy prędkości odkształcania $0,01$ i $6,7s^{-1}$

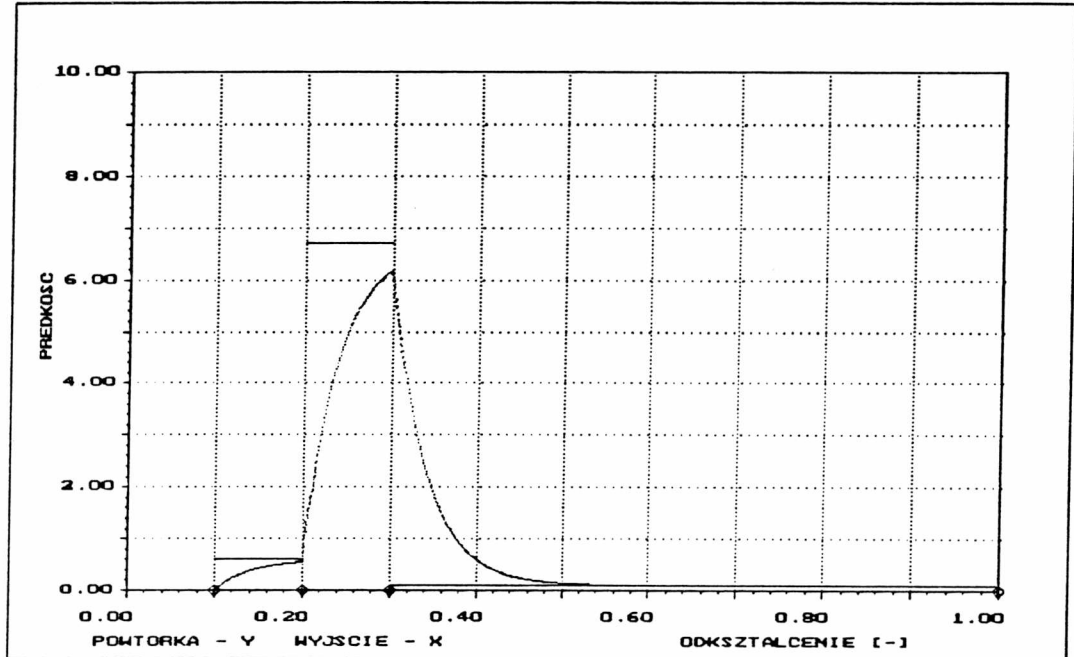


Rys.3.4.4.13. Prędkość ewolucji $\dot{\epsilon}_w$ stanu wewnętrznego stopu D w funkcji odkształcenia w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 6,7s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$

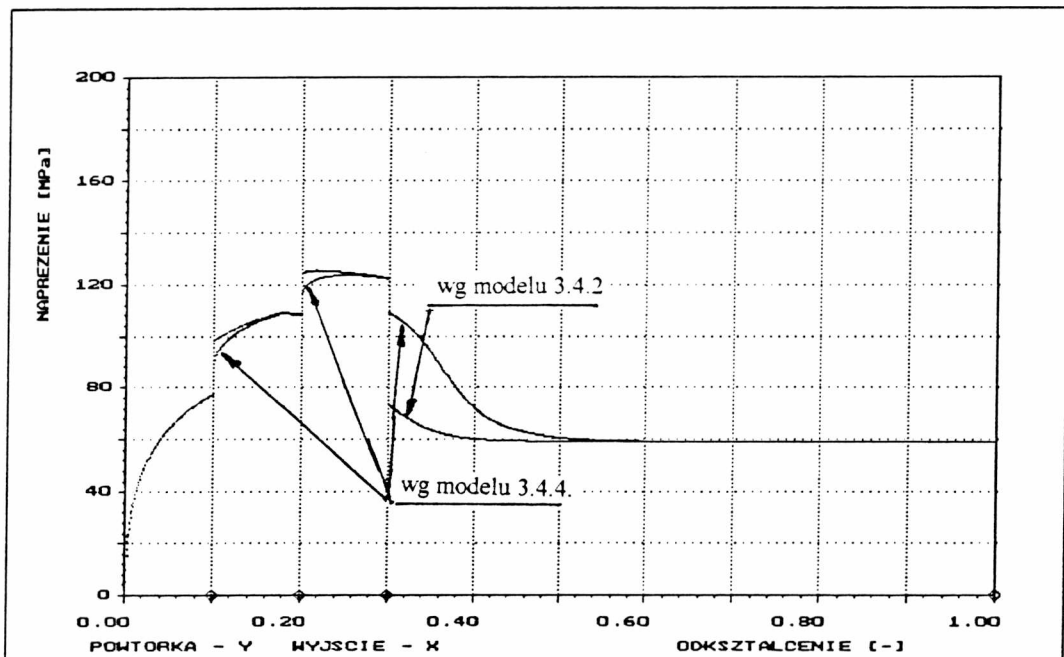


Rys.3.4.4.14. Krzywa σ_p - ϵ dla stopu D w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 6,7s⁻¹ przy $\epsilon = 0,1$

Opracowany model umożliwia analizowanie przebiegów naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia także przy wielokrotnych zmianach prędkości odkształcania. Ma to miejsce w takich procesach obróbki plastycznej jak np. kucie i walcowanie. Poniżej przykładowo przedstawiono zmiany prędkości ewolucji stanu wewnętrznego i naprężenia uplastyczniającego dla stopu C przy trzykrotnej zmianie prędkości odkształcania.



Rys.3.4.4.15. Prędkość ewolucji $\dot{\varepsilon}_w$ stanu wewnętrznego stopu C w funkcji odkształcenia w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,6s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,1$, z 0,6 na 6,7s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,2$ i z 6,7 na 0,1s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,3$



Rys.3.4.4.16. Krzywe $\sigma_p - \varepsilon$ dla stopu C w temperaturze 973K przy zmianie prędkości odkształcania z 0,01 na 0,6 przy $\varepsilon = 0,1$, z 0,6 na 6,7s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,2$ i z 6,7 na 0,1s⁻¹ przy $\varepsilon = 0,3$

Jak wynika z przedstawionych wykresów, opracowany model, uwzględniający podstawowe procesy strukturalne zachodzące podczas odkształcania oraz ewolucję stanu wewnętrznego materiału, pozwala poprawnie opisywać krzywe naprężenie uplastyczniające - odkształcenie przy zmianach prędkości odkształcania zachodzących podczas trwania procesu.

4. Podsumowanie i wnioski

1. Dla brązów krzemowych - zawierających do 6% Si i miedzi wyznaczono zależności pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a odkształceniem w zakresie temperatur 293-1073K przy prędkościach odkształcania 0,01; 0,1; 0,6 i $6,7s^{-1}$. Zbadano także reakcję w/w materiałów na nagłą zmianę prędkości odkształcania. Ustalono również wpływ temperatury i prędkości odkształcania na naprężenie maksymalne, naprężenie ustalonego płynięcia plastycznego, odkształcenie krytyczne, odkształcenie początku ustalonego płynięcia plastycznego i podatność do obróbki plastycznej badanych materiałów określoną odkształceniem pękania.

Stwierdzono, że w niższych temperaturach krzywe naprężenie uplastyczniające - odkształcenie mają kształt charakterystyczny dla materiałów, w których zachodzi umocnienie odkształceniowe, starzenie odkształceniowe i zdrowienie dynamiczne. W wyższych temperaturach przebiega dodatkowo rekrytalizacja dynamiczna, która prowadzi do obniżenia naprężenia uplastyczniającego. Granica pomiędzy tymi procesami zależy od zawartości krzemu, temperatury i prędkości odkształcania. Ze wzrostem zawartości krzemu przesuwają się one bardzo wyraźnie w kierunku niższych temperatur i nieznacznie w kierunku większych prędkości odkształcania. Wyniki badań zmian naprężenia uplastyczniającego zostały potwierdzone badaniami strukturalnymi.

2. Opracowano cztery modele opisujące przebiegi naprężenia uplastyczniającego podczas odkształcania badanych materiałów.

Pierwszy model - fenomenologiczny - pozwala z dużą dokładnością określić położenie punktów na krzywej naprężenie uplastyczniające - odkształcenie wyznaczających maksymalne naprężenie uplastyczniające oraz początek ustalonego płynięcia plastycznego. Położenie tych punktów zależy od temperatury, prędkości odkształcania oraz zawartości krzemu, bądź alternatywnie od energii błędu ułożenia skorelowanej z zawartością krzemu.

Drugi model, także fenomenologiczny, opisuje przebiegi naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia dla różnych temperatur i prędkości odkształcania, uwzględnia procesy strukturalne zachodzące podczas odkształcania. Model ten zbudowano w oparciu o analizę oddziaływania procesów strukturalnych, tj.: umocnienia odkształceniowego, zdrowienia dynamicznego, rekrytalizacji dynamicznej i starzenia odkształceniowego na zmiany naprężenia uplastyczniającego. W modelu tym do opisu osłabienia materiału wywołanego rekrytalizacją dynamiczną wykorzystano zależności ustalone w modelu poprzednim. Dzięki temu ograniczono znacznie liczbę zmiennych parametrów materiałowych, koniecznych do opisu przebiegu rekrytalizacji dynamicznej. Zaletą opracowanego modelu jest jego prosta forma matematyczna i możliwość stosowania go do dużych odkształceń plastycznych w szerokim zakresie warunków odkształcania (prędkość odkształcania od 0,01 do $6,7s^{-1}$, temperatura od 293 do 1073K). Opracowany model umożliwia zastosowanie procedur optymalizujących przy opracowywaniu technologii obróbki plastycznej zarówno ze względu na obniżenie energochłonności procesu jak i uzyskiwanie wyrobów o określonych własnościach. Zamieszczone w pracy zależności, opisujące naprężenie uplastyczniające, potwierdzają

osiągnięcie zamierzonego celu, tj. uzyskania dużej zgodności krzywych obliczeniowych z krzywymi doświadczalnymi. Graficznym obrazem programu są wykresy naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia otrzymywane dla różnych warunków odkształcania.

Trzeci model - matematyczny - przedstawia opis zmian naprężenia uplastyczniającego bez wyodrębniania wpływu na nie poszczególnych procesów strukturalnych. Wprowadzone do modelu pojęcie stanu wewnętrznego materiału, czułości na zmianę prędkości odkształcania oraz prędkości ewolucji stanu wewnętrznego umożliwiają uwzględnienie historii prędkości odkształcania. Model ten, podobnie jak i model poprzedni, wykorzystuje zależności opisujące rekrytalizację dynamiczną i proces ustalonego płynięcia plastycznego przedstawione w modelu pierwszym, dzięki czemu może być zastosowany do dużych odkształceń plastycznych. Uzyskane wyniki wykazują dość dobrą zgodność z wynikami eksperymentów tylko w niższym zakresie temperatur. W wyższych temperaturach, szczególnie w zakresie małych odkształceń, błędy są większe. Wynikają one z zastosowania funkcji sklejaney z odcinka prostego i krzywej potęgowej do opisu krzywej bazowej oraz z modyfikowania tej krzywej przy stałych poziomach naprężenia uplastyczniającego a nie odkształcenia, co wynika z równania (3.4.3.6). Lepsze dopasowanie będzie można uzyskać stosując w miejsce liniowej funkcji odkształcenia $\lambda = a(T, \dot{\epsilon})\epsilon + b(T, \dot{\epsilon})$ bardziej złożoną funkcję np. w postaci $\lambda = a(T, \dot{\epsilon})(\epsilon - b(T, \dot{\epsilon}))^k + c(T, \dot{\epsilon})$. Badania takie będą podjęte w ramach dalszych prac.

Czwarty model - uwzględniający procesy strukturalne i historię prędkości odkształcania jest najbardziej uniwersalnym, oparty on jest na elementach wybranych z trzech poprzednich modeli. Model ten opisuje naprężenie uplastyczniające w różnych warunkach odkształcania z błędem nie większym niż $\pm 5\%$. Może być z powodzeniem zastosowany do projektowania procesów obróbki plastycznej i analizy zachowania się badanych materiałów podczas odkształcania.

3. Opracowane modele są w dużym stopniu oryginalne.

Istotnym osiągnięciem w pierwszym modelu jest uogólnienie jego na różne stopy Cu-Si poprzez uwzględnienie zawartości krzemu bądź energii błędów ułożenia oraz ujęciu oddziaływania temperatury i prędkości odkształcania na naprężenie uplastyczniające za pomocą jednego tylko parametru Zenera.

Model drugi pozwala analizować wpływ procesów strukturalnych na naprężenie uplastyczniające brązów krzemowych przy dobrej zgodności pomiędzy wynikami teoretycznymi i doświadczalnymi.

W modelu trzecim szczególnie interesujący jest sposób uwzględniania zmian prędkości odkształcania określonych prędkością ewolucji stanu wewnętrznego i odpowiednią zmianą współczynnika czułości na prędkość odkształcania. Model ten może być stosowany przy dowolnych zmianach prędkości odkształcania.

Model ostatni - najbardziej uniwersalny - posiada zalety modelu drugiego i trzeciego.

5. Wykaz literatury

1. Adamski C. : Odlewnicze brązy i mosiądze krzemowe. WNT, Warszawa, 1993.
2. Adamski C., Bednarek Z., Piwowarczyk T.: Mikrostruktury odlewniczych stopów miedzi oraz cynku. Wyd. Śląsk, Katowice, 1971.
3. Hansen M., Anderko K.: Constitution of Binary Alloys. McGraw-Hill, New York 1958.
4. Nony M., Dreyer K.L.: Metall. 9, 1955, s.347
5. Andersen A.G.H.: Trans AIME 137, 1940, s.334.
6. Arrhenius S., Westgren A.: Z.Physik.Chem., 1931, B14, s.66.
7. Gronostajski J.: Zeszyty Naukowe Polit. Wrocławskiej. Mechanika, XV, 1965, s.3.
8. Gronostajski J.: Archiwum Hutnictwa, 12, 1967, s. 309.
9. Gronostajski J.: Zeszyty Naukowe Polit. Wrocławskiej. Mechanika, XXIII, 1967, s. 1.
10. McQueen H.J.: Metalurgia i Odlewnictwo, 5, 1979, s.422.
11. Adamczyk J., Dobrzański L.: Hutnik , 12, 1976, s.553.
12. Petkovic R.A., Luton M.J., Jonas J.J.: Can. Met. Quart., 14, 1975, s.137.
13. Bernstein M.L., Zajmowski W.A.: Struktura i własności mechaniczne metali. WNT, Warszawa 1973.
14. Dollar M., Gorczyca S.: Prace Komisji Metalurgiczno-Odlewniczej. Metalurgia, 29, 1981, s.7.
15. Bzowski S., Gorczyca S.: Prace Komisji Metalurgiczno-Odlewniczej. Metalurgia, 29, 1981, s.33.
16. Gupta D., Weinig S.: Trans. Metall. Soc. AIME, 215, 1956, s.209.
17. Mecking H., Gollstein G.: Recrystallization of Metallic Materials, Dr Riederer Verlag, Stuttgart 1977, s.195.
18. Adamczyk J., Barton J.: Hutnik, 4, 1977, s.390.
19. Dziadoń A., Łatkowski A.: Rudy i Metale Nieżelazne, 6, 1976, s.205.
20. McQueen M.J., Hockett J.E.: Met.Trans., 1, 1970, s.2997.
21. Blicharski M.: Hutnik, 1, 1980, s.1.
22. Gardner K.J., Grimes R.: Met. Sci., 13, 1979, s.216.
23. Sellars C.M.: Proc. Int. Conf. Hot Working and Forming Processes. The Metal Society, London 1980.
24. Blicharski M.: Zesz. Nauk. Pol. Śląskiej. Hutnictwo, 19, 1979, s.207.
25. Sellars C.M.: Metalurgia i Odlewnictwo, 5, 1979, s.377.
26. Glover G., Sellars C.M.: Met.Trans., 4, 1973, s.765.
27. Luton M.J., Sellars C.M.: Acta Metal., 17, 1969, s.1033.
28. Sah J.P., Richardson G.J., Sellars C.M.: Met. Sci., 8, 1974, s.325.
29. Roberts W., Boden H., Alblom B.: Met. Sci., 13, 1979, s.195.
30. Sakai T. i Jonas J.J. Acta Met., 32, 1984, s.189.

31. Jonas J.J. i Sakai T.: *Deformation Processing and Structure*, G.Krauss, ASM, Metals Park, OH, 1984, s.185.
32. Petkovic R.A., Luton M.J., Jonas J.J.: *Acta Metallurgica*, 10, 1979, s.1933.
33. Djaic R.A.P., Jonas J.J.: *Met. Trans.*, 2, 1973, s. 621.
34. Gronostajski J., Pulit E., Ziemba H.: *Metal Science*, 17, 1983, s.348.
35. Kocks U.K.: *Constitutive behaviour based on crystal plasticity. Unified Constitutive Equations for Creep and Plasticity*. Miller A.K., Elsevier, London 1987, s.1.
36. Hartley C.S. and Srinivasan R.: *Trans.of ASME, J. Eng. Mat. and Tech.*, 105, 1983, s.162
37. Sellars C.S. i Tegart W.J.McG: *Int. Met. Rev.*, 17, 1972, s.1
38. Sellars C.M.i Tegart W.J.McG.: *Mem. Sci. Rev. Metall.*, 63, 1966, s.731
39. Jonas J.J., Sellars C.M. i Tegart W.J.McG: *Metall. Rev.*, 14, 1969, s.1
40. J.R.Klepaczko: *J. Mech. Work. Tech.*, 15, 1987, s.143
41. Ghosh A.K.: *Acta Metall.*, 28, 1980, s.1443
42. Anand L.: *Trans. of ASME, J. Eng. Mat. and Tech.*, 104, 1982, s.12
43. Hatta N., Kokado J., Kikuchi S.i Takuda H.: *Steel Research*, 56, 1985, s.575
44. Dadras P.: *Trans. of ASME, J. of Eng. Mat. and Tech.*, 107, 1985, s.97
45. Baragar D.L.: *J. Mech. Work. Tech.*, 14, 1987, s.295
46. Rao K.P. i Hawbolt E.B.: *Trans. of ASME, J. of Eng. Mat. and Tech.*, 114, 1992, s.116
47. Nakanishi K.: *Research Report of the Faculty of Engineering, Kagoshima University*, No 30, November 1988, s.13.
48. Okamura S., Nakamura T. i Nakanishi K.: *J. Japan Soc. for Techn. of Plasticity*, 16 - 175, 1975, s.636.
49. Nakanishi K., Okamura S., Fukui Y. i Nakamura T.: *J. Japan Soc. for Techn. of Plasticity*. 22 - 246, 1981, s.669.
50. Rao K.P., Prasad Y.K.D.V i Hawbolt E.B.: *Proc. of Int. Conf. on Advances in Mat. and Process. Techn.*, Dublin, 1993, s.1517
51. Rao K.P., Prasad Y.K.D.V. i Hawbolt E.B.: *Proc. of Int. Conf. on Advances in Mat. and Processing Techn.*, Dublin, 1993, s.1529
52. Immarigeob J.P.A. i Jonas J.J.: *Acta Metall.*, 22, 1974, s.1235
53. Young C.M., Robinson S.L. i Sherby O.D.: *Acta Metall.*, 23, 1975, s.633
54. Sherby O.D., Klundt R.H. i Miller A.K.: *Metall. Trans.*, 8A, 1977, s.843
55. Blum W., Singer R. i Illschner B: *Mater. Sci. Eng.*, 40, 1979, s.235
56. Sah J.P. i Sellars C.M.: *Proc. of Int. Conf. Univ. of Sheffield, England, The Metals Soc.*, Sheffield, 1980, s.62.
57. Urcola J.J. i Sellars C.M.: *Acta Metall.*, 35, 1987, s.2649
58. Bodner S.R. i Merzer A.: *Trans. of ASME, J. of Eng. Mat. and Tech.* 100, 1978, s.388
59. Klepaczko J. i Duffy J.: *Tech. Rep. Dep. Eng. Brown Univ., CME*, 79 - 23742/2, MRLE-128, 1981.

60. Tanimura S.: *Int. J. of Eng. Science*, 17, 1978, s.997
61. Tanimura S. i Igaki H.: *J. Soc. Mater. Science, Japan*, 29, 1980, s.137
62. Nojima T. i Tanaka K.: *Proc. of 17th Japan Cong. Mat. Res.*, 1984, s.6
63. Tanaka K. i Nojima J.: *Proc. of 17th Japan Cong. Mat. Res.*, 1984, s.56
64. Krizsczenko I.N.: *Metall. Met.*, 2, 1984, s.161.
65. Ogawa K.: *Int. J. of Plasticity*, 1, 1985, s.347
66. Wagoner R.H.: *Proc. of Symp. on Computer Modelling of the Sheet Metal Forming Process, Michigan*, 1985, s.776
67. Chung K. i Wagoner R.H.: *Metall. Trans.*, 17A, 1986, s.1001
68. Senuma T., Yada H., Yoshimura H., Harada H., Shindo T. i Hamauzu S.: *J. of Iron and Steel Inst. of Japan*, 72, 1986, s.321
69. Jihua Z. i Guan K.: *Acta Metall., Sinica*, 22, 1986, B31-B39.
70. Tanimura S. i Ishikawa K.: *Proc. of Int. Conf. on Plasticity, Stuttgart 1988*, s.417
71. Jiarong Z. i Yang J.: *Acta Metall. Sinica*, 25, 1989, B33-B37.
72. Richards J. i Tinkler R.J.: *Int. J. of Struct. Mech. and Mat. Science*, 27, 1989, s.273
73. Cingara A. i McQueen H.J.: *J. of Mat. Process Techn.*, 36, 1992, s.31
74. Marciniak Z. i Konieczny A.: *Annals of CIRP*, 1, 1980, s.185
75. Marciniak Z.: *Proc. 3rd Int. Conf. on Rotary Metalworking Processes.*, Kobayashi M., 1984, s.23.
76. Marciniak Z.: *Metoda wyznaczania plastycznych własności stali w zakresie temperatur obróbki na ciepło. Politechnika Warszawska, ITB, Warszawa 1986.*
77. Marciniak Z. i Konieczny A.: *Modelling the variation of the yield stress within the temperature range typical for cold and warm metal forming. Politechnika Warszawska ITB, Warszawa, 1985*
78. Krieg R.D., Swearegen J.C. i Rohde R.W.: *Inelastic behaviour of of pressure vessel and piping component. T.Y.Chang i E.Krempl, ASME, New York 1987*, s.15.
79. Miller A.K.: *The MATMOD equations. Unified Constitutive Equations for Creep and Plasticity. Miller A.K., Elsevier, London 1987*, s.139.
80. Hanshall G.A. i Miller A.K.: *Acta Metall.*, 37, 1989, s.2693
81. Hanshall G.A. i Miller A.K.: *Acta Metall. Mater.*, 38, 1990, s.2101
82. Hanshall G.A. i Miller A.K.: *Acta Metall. Mater.*, 38, 1990, s.2117
83. Miller A.K. i Tanaka T.G.: *Trans of ASME, J. Eng. Mat. and Techn.*, 110, 1988, s.205
84. Bodner S.R.: *Mechanical Behavior of Materials Under Dynamic Load.*, Lindholm U.S., Springer Verlag, New York 1968, s.176.
85. Bodner S.R. i Stouffer D.C.: *Int. J. Eng. Sci.*, 21, 1983, s.211.
86. Bodner S.R.: *Review of a unified elastic - viscoplastic theory. Unified Const. Equations for Creep and Plasticity. Miller A.K., Elsevier, London 1987*, s.273.

87. Korhonen M.A., Hannula S.P. i Li Che-Yu.: State variable theories based on Hart's formulation. *Equations for Creep and Plasticity*. Miller A.K., Elsevier, London 1987, s.89.
88. Gittus J.H.: Mechanical equation of state. *Unified Constitutive Equations for Creep and Plasticity*. Miller A.K. Elsevier, London 1987, s.221.
89. Hartley C.S., Garde A., Chung H.M. i Kassner T.F.: *Zirconium in the Nuclear Industry*, ASTM STP 681, 1979, s.342.
90. Ludwik P.: *Elemente der Technologischen Mechanik*, Springer J., Berlin, 1909, s.32.
91. Swift H.W.: *J. Mech. Phys. Sol.*, 1, 1952, s.1.
92. Holloman J.H.: *Trans. AIME*, 162, 1945, s.258.
93. Garofalo F.: *Trans. AIME*, 227, 1963, s.551.
94. Sellars C.M., Tegart W.J.McG.: *Mem. Sci. Rev. Met.*, 63, 1966, s.731.
95. Wong W.A., Jonas J.J.: *Trans. AIME*, 242, 1968, s.2271.
96. Błaż L., Pawełek A.: *Metalurgia i Odlewnictwo*, 26, 1981, s.3.
97. Błaż L., Korbek A.: *Archiwum Hutnictwa*, 27, 1982, s.285.
98. Adamczyk J.: *Wiadomości Hutnicze*, 7-8, 1984, s.195.
99. Gronostajski J., Ziemba H.: *Archiwum Hutnictwa* 30, 1985, s.145.
100. Iijima Y., Wakabayashi Y., Hoga T. i Hirano K.: *Mat. Trans. JIM*, 32, 1991, s.457.
101. Fullmon R.L.: *J.Appl. Phys.*, 22, 1951, s.448.
102. Coujou A.: *Acta Met.*, 31, 1983, s.1505.
103. Gronostajski J.: *Archiwum Hutnictwa*, 12, 1967, s.309.
104. Hofmann W., Ziegler J. i Hanemann H.: *Z. f. Metallk.*, 42, 1951, s.55.
105. Seeger A., Diehl J., Mader S., Rebstock R.: *Phil.Mag.*, 2, 1957, s.323.
106. Cottrell A.H. i Stokes R.J.: *Proc.Roy.Soc.*, 233A, 1955, s.17.
107. Friedel J.: *Phil.Mag.*: 1955, 46, s.1169.
108. Heidenreich R.D. i Stockley W.: *Report of Conf. on Strength of Solids*, Physical Society London 1948, s.57.
109. Wang F. Ph.D.-thesis. The University of New Brunswick Fredericton, Canada 1988.
110. Schindler I., Strakoš M., Šrámek L.: *Scripta metallurgica*, 23, 1989, 10, s.1669.
111. Grosman F., Hadasiak E., Sajdak C.: *Inżynieria Materiałowa*, 3-4, 1994, s.77.
112. Bořuta J., Dědek V., Schindler I., Židek M.: *Hutnické listy*, 7-8, 1993, s.37.