

Zbigniew Gronostajski

**BADANIA
STOSOWANE
W ZAAWANSOWANYCH
PROCESACH
KSZTAŁTOWANIA
PLASTYCZNEGO**



**Oficyna Wydawnicza
Politechniki Wrocławskiej**



ZBIGNIEW GRONOSTAJSKI

BADANIA STOSOWANE
W ZAAWANSOWANYCH PROCESACH
KSZTAŁTOWANIA PLASTYCZNEGO



OFICyna WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCLAWSKIEJ
WROCLAW 2003

108389

Recenzenci
Franciszek Grosman
Józef Zasadziński

Opracowanie redakcyjne
Alicja Kordas

Korekta
Alicja Kaczak
Biblioteka Główna i OINT
Politechniki Wrocławskiej



001787686



© Copyright by Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2003

3123724/1

ISBN 83-7085-684-5

OFICyna WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCLAWSKIEJ
Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

Drukarnia Oficyny Wydawniczej Politechniki Wrocławskiej. Zam. nr 215/2003.

2208

Akc: 2003/0228/D

SPIS RZECZY

Przedmowa.....	5
Wykaz ważniejszych oznaczeń.....	7
1. Badania plastometryczne.....	11
1.1. Wprowadzenie.....	11
1.1.1. Modele naprężenia uplastyczniającego.....	14
1.1.1.1. Modele naprężenia uplastyczniającego w funkcji stopnia odkształcenia.....	14
1.1.1.2. Modele zachowania się materiału uwzględniające stopień i prędkość odkształcania.....	15
1.2. Opis stanowisk do badania prostych i złożonych procesów odkształcania.....	16
1.3. Proste badania plastometryczne.....	22
1.3.1. Wyznaczanie krzywej umocnienia w plastometrycznej próbie rozciągania.....	22
1.3.2. Wyznaczanie krzywej umocnienia w plastometrycznej próbie ściskania.....	26
1.3.3. Badania właściwości materiałów w plastometrycznej próbie skręcania.....	28
1.3.3.1. Wprowadzenie.....	28
1.3.3.2. Odkształcenie postaciowe.....	29
1.3.3.3. Styczne naprężenie uplastyczniające.....	31
1.3.3.4. Odkształcenie plastyczne i naprężenie uplastyczniające w próbie skręcania.....	32
1.3.4. Najczęstsze przyczyny błędów w próbach plastometrycznych.....	35
1.3.5. Metodyka wyznaczania krzywej umocnienia.....	36
1.4. Cykliczne badania plastometryczne.....	37
1.4.1. Sposoby opisu odkształcania małycklowego.....	39
1.4.2. Małycklowe plastyczno-sprężyste odkształcanie symetryczne.....	43
1.4.2.1. Analiza wpływu małycklowego odkształcania symetrycznego na zachowanie się materiałów.....	43
1.4.2.2. Metodyka badania zachowania się materiałów podczas małycklowego odkształcania symetrycznego.....	47
1.4.3. Małycklowe plastyczno-sprężyste odkształcanie jednostronne.....	48
1.4.3.1. Analiza wpływu małycklowego odkształcania jednostronnego na zachowanie się materiałów.....	48
1.4.3.2. Metodyka badania zachowania się materiałów podczas małycklowego odkształcania jednostronnego.....	54
1.4.4. Małycklowe plastyczno-sprężyste odkształcanie kroczące.....	55
1.4.4.1. Analiza wpływu małycklowego odkształcania kroczącego o stopniu symetrii $S_c = 2$ na zachowanie się materiałów.....	56
1.4.4.2. Metodyka badania zachowania się materiałów podczas małycklowego odkształcania kroczącego.....	65
1.5. Wpływ złożonej drogi odkształcania na naprężenie uplastyczniające i odkształcenie graniczne.....	66
1.5.1. Analiza wpływu złożonej drogi odkształcania na odkształcenie graniczne w procesach kształtowania blach.....	68
1.5.2. Analiza wpływu złożonej drogi odkształcania na odkształcenie graniczne i naprężenie uplastyczniające w procesach kształtowania objętościowego.....	69
1.5.3. Metodyka badania zachowania się materiałów podczas odkształcania złożonego.....	83
2. Obróbka plastyczna na gorąco.....	85
2.1. Ogólna charakterystyka procesów kształtowania plastycznego na gorąco.....	85
2.2. Dynamiczne i statyczne procesy umocnienia i osłabienia materiału.....	91
2.2.1. Umocnienie.....	91
2.2.2. Zdrowienie.....	93
2.2.3. Rekrytalizacja.....	96
2.2.4. Zależności między parametrami struktury a właściwościami mechanicznymi.....	106
2.2.5. Wpływ parametrów procesu odkształcania na krzywą umocnienia.....	108

2.2.6. Energia aktywacji odkształcenia plastycznego	110
2.2.7. Metodyka badania zachowania się materiałów podczas odkształcania na gorąco	113
2.3. Badanie kinetyki procesów osłabienia materiałów	113
2.3.1. Równania opisujące kinetykę osłabienia dynamicznego	113
2.3.2. Metody wyznaczania kinetyki osłabienia dynamicznego	117
2.3.3. Równania opisujące kinetykę osłabienia statycznego	119
2.3.4. Metody wyznaczania kinetyki osłabienia statycznego	121
2.3.5. Metodyka wyznaczania kinetyki osłabienia statycznego i dynamicznego	125
3. Procesy kształtowania blach	126
3.1. Wprowadzenie	126
3.2. Wyznaczanie współczynników anizotropii normalnej i płaskiej blach	128
3.2.1. Analiza zachowania się blachy w procesach tłoczenia	128
3.2.2. Metodyka wyznaczania współczynników anizotropii normalnej i płaskiej	133
3.3. Wykresy odkształceń granicznych	134
3.3.1. Budowa wykresów odkształceń granicznych	135
3.3.2. Czynniki wpływające na odkształcenia graniczne	138
3.3.3. Zastosowanie wykresów odkształceń granicznych	142
3.3.4. Metodyka budowy wykresów odkształceń granicznych	144
3.4. Wykresy naprężeń granicznych	145
3.4.1. Budowa wykresów naprężeń granicznych	146
3.4.2. Zastosowanie różnych warunków plastyczności do budowy wykresów naprężeń granicznych	151
3.4.3. Metodyka budowy wykresów naprężeń granicznych	155
4. Wytwarzanie wyrobów z proszków metali	157
4.1. Wprowadzenie	157
4.1.1. Zastosowanie metalurgii proszków	158
4.1.2. Procesy wytwarzania wyrobów z proszków metali	160
4.2. Metody wytwarzania proszków metali	162
4.3. Rozdrabnianie proszków i badanie ich właściwości technologicznych	167
4.3.1. Rozdrabnianie proszków	167
4.3.2. Badania właściwości technologicznych proszków	168
4.3.2.1. Wyznaczenie składu chemicznego	168
4.3.2.2. Oznaczenie wielkości cząstek proszku	168
4.3.2.3. Wyznaczenie kształtu cząstek proszku	171
4.3.2.4. Określanie gęstości nasypowej	172
4.3.2.5. Wyznaczanie sypkości proszku	173
4.3.2.6. Określanie zagęszczalności proszku	174
4.3.2.7. Obliczanie gęstości teoretycznej proszku	174
4.4. Prasowanie proszków metali	174
4.4.1. Przygotowanie proszku do prasowania	174
4.4.2. Metody prasowania proszków	175
4.4.2.1. Podstawowe metody prasowania proszków	175
4.4.2.2. Specjalne metody prasowania	182
4.5. Spiekanie proszków metali	183
4.5.1. Siły i mechanizmy spiekania	184
4.5.1.1. Siły spiekania	184
4.5.1.2. Mechanizmy spiekania	184
4.5.1.3. Spiekanie z fazą ciekłą	188
4.6. Kryterium spajania proszków	190
4.7. Wpływ tarcia i warunków prasowania proszków na rozkład gęstości wyprasek przed i po spiekaniu	196
Literatura	199

PRZEDMOWA

Podstawą rozwoju techniki w krajach wysoko uprzemysłowionych jest postęp w dziedzinie inżynierii materiałowej. Inżynier musi być świadomy, że nowe materiały wymagają odpowiedniego procesu wytwarzania, w którym kształtowanie plastyczne odgrywa istotną rolę. Pozwala ono nie tylko nadać materiałom odpowiedni kształt, ale również zmieniać, w sposób z góry zaplanowany, ich właściwości i strukturę. Dzięki zastosowaniu zaawansowanych procesów kształtowania plastycznego możliwe jest zwłaszcza wytwarzanie materiałów o nieosiągalnych innymi metodami właściwościach. Znajomość zachowania się materiałów w takich procesach kształtowania plastycznego, a szczególnie możliwość matematycznego opisu reakcji materiałów na zmienne warunki kształtowania, jest konieczna nie tylko do sterowania ich właściwościami, ale również do projektowania procesów metodami numerycznymi. Informacje takie możliwe są do osiągnięcia tylko dzięki zastosowaniu odpowiednich metod badania procesów kształtowania plastycznego.

Przedstawione w książce badania dotyczą czterech obszarów:

1 – wpływu drogi odkształcania na zachowanie się materiałów podczas odkształcania, głównie pod kątem możliwości obniżenia naprężenia uplastyczniającego i zwiększenia odkształcalności materiałów,

2 – badań stosowanych w procesach kształtowania na gorąco, zmierzających do uzyskania informacji koniecznych do budowy modeli konstytutywnych materiałów, stosowanych w obliczeniach numerycznych, opisujących zarówno ich właściwości, jak i strukturę,

3 – badań procesów kształtowania blach umożliwiających pozyskanie informacji koniecznych do analizy, projektowania i optymalizacji procesów tłoczenia,

4 – badań stosowanych w procesach wytwarzania wyrobów z proszków metali, pozwalających uzyskiwać nieosiągalne innymi metodami właściwości takich wyrobów.

Zawartość książki jest dostosowana do aktualnych potrzeb i zainteresowań inżynierów i studentów zajmujących się kształtowaniem plastycznym i inżynierią materiałową.

Wiele przedstawionych metod badań jest oryginalnych i zarówno większość studentów, jak i inżynierów nie miała możliwości wcześniejszego zapoznania się z nimi, dlatego też starano się opracować i przedstawić poszczególne metody badań tak, aby umożli-

liwić poznanie i zrozumienie istoty samej metody, z uwzględnieniem w niektórych przypadkach rozwiązań teoretycznych.

Z książki mogą korzystać studenci wydziałów mechanicznego, a także studenci innych wydziałów, którzy w ramach pokrewnych przedmiotów poznają zagadnienia związane z inżynierią procesów kształtowania plastycznego.

Książka może stanowić też cenną pomoc w badaniach procesów kształtowania plastycznego prowadzonych przez pracowników naukowych czy inżynierów w przemyśle. Dla czytelników pragnących pogłębić wiadomości zamieszczono obszerny wykaz literatury specjalistycznej.

Autor będzie wdzięczny korzystającym z książki za przesłanie uwag dotyczących jej treści.

Zbigniew Gronostajski

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

a_i	– parametry materiałowe
b	– wektor Burgersa
b_i	– stałe materiałowe
$d\varepsilon_i$	– przyrost odkształcenia zastępczego, inaczej – przyrost intensywności odkształcenia
$d\varepsilon_1, d\varepsilon_2, d\varepsilon_3$	– przyrosty głównych składowych stanu odkształcenia
$d\lambda$	– dodatni współczynnik proporcjonalności zmieniający się wraz z odkształceniem i jego historią
k	– napężenie styczne na granicy plastyczności w próbie rozciągania lub ściskania
k_{di}	– stałe w równaniu opisującym kinetykę rekrytalizacji dynamicznej
k_{si}	– stałe w równaniach opisujących kinetykę rekrytalizacji statycznej
k_s	– współczynnik zależny od rodzaju materiału, temperatury i prędkości odkształcania
l	– długość części pomiarowej próbki po odkształceniu
l_0	– początkowa długość części pomiarowej próbki
m	– czułość na prędkość odkształcania
n_i	– współczynniki umocnienia lub parametry materiałowe
n_{si}	– współczynniki w równaniach opisujących kinetykę rekrytalizacji statycznej
n_{di}	– współczynniki w równaniach opisujących kinetykę rekrytalizacji dynamicznej
p	– ciśnienie
r	– współczynnik anizotropii normalnej lub promień skręcanej próbki
r_k	– promień krytyczny skręcanej próbki
r_p	– współczynnik anizotropii płaskiej
r_{sr}	– średnia wartość współczynnika anizotropii normalnej
r_z	– promień zewnętrzny skręcanej próbki
r_0	– współczynnik anizotropii normalnej próbki o osi równoległej do kierunku walcowania blachy
r_{45}	– współczynnik anizotropii normalnej o osi zorientowanej pod kątem 45° do kierunku walcowania blachy
r_{90}	– współczynnik anizotropii normalnej o osi prostopadłej do kierunku walcowania blachy
t	– czas
t_{res}	– czas, w którym określona objętość materiału rekrytalizuje statycznie
t_{red}	– czas, w którym określona objętość materiału rekrytalizuje dynamicznie
z_i	– odkształcenie teoretyczne
A	– przekrój rzeczywisty próbki

A_{si}	– parametry materiałowe opisujące kinetykę rekrytalizacji statycznej
C	– stała materiałowa
D	– pole pętli histerezy
D_0	– początkowa wielkość ziaren
D_{red}	– wielkość ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie
D_{rcm}	– wielkość ziaren zrekrystalizowanych postdynamicznie
D_{res}	– wielkość ziaren zrekrystalizowanych statycznie
D_{roz}	– wielkość ziaren w czasie ich rozrostu
$D_{t=0}$	– wielkość ziaren w momencie rozpoczęcia ich rozrostu
E	– moduł Younga
E_c	– całkowita energia właściwa odkształcenia
E_p	– energia właściwa odkształcenia plastycznego
F	– potencjał plastyczny
G	– moduł sprężystości postaciowej
K_c	– funkcja odkształcenia
$K_{\dot{\epsilon}}$	– funkcja prędkości odkształcania
M_s	– moment skręcający
M_1	– masa piknomietru z cieczą
M_2	– masa badanego proszku
M_3	– masa piknomietru z cieczą i badanym proszkiem
N_{sr}	– średni nacisk jednostkowy
O_{s1}	– osłabienie statyczne wyznaczane metodą przerywanego odkształcania
O_{s2}	– osłabienie statyczne wyznaczane metodą relaksacji bez ponownego odkształcania
O_{s3}	– osłabienie statyczne wyznaczane metodą relaksacji z ponownym odkształcaniem
Q	– energia aktywacji procesu odkształcania
Q_o	– energia aktywacji dyfuzji objętościowej
Q_r	– energia aktywacji ruchu wakansów
Q_t	– energia aktywacji tworzenia wakansów
Q_{roz}	– energia aktywacji rozrostu ziaren
Q_{res}	– energia aktywacji rekrytalizacji statycznej
P	– siła
R	– stała gazowa
R_m	– wytrzymałość na rozciąganie
S_c	– stopień symetrii odkształcenia cyklicznego
T	– temperatura
V	– objętość proszku zagęszczonego przez wibracje
X_{rd}	– udział objętości zezdrowionej dynamicznie
X_{red}	– udział objętości zrekrystalizowanej dynamicznie
$X_{rcm+res}$	– udział objętości zrekrystalizowanej statycznie i postdynamicznie
X_{res}	– udział objętości osłabionej statycznie
Z	– parametr Zenera–Hollomona
α	– stała materiałowa w równaniu Garofalo
ϵ	– odkształcenie rzeczywiste (logarytmiczne)
ϵ_a	– amplituda odkształcenia
ϵ_{uc}	– amplituda odkształcenia całkowitego

ε_{an}	– amplituda stanu nasycenia pętli histerezy
ε_{ap}	– amplituda odkształcenia plastycznego
ε_{as}	– amplituda odkształcenia sprężystego
ε_{a1}	– całkowita amplituda odkształcenia krocącego w kierunku podstawowym
ε_{a2}	– całkowita amplituda odkształcenia krocącego w kierunku przeciwnym do podstawowego
ε_c	– odkształcenie krytyczne dla rekrytalizacji dynamicznej
ε_{cp}	– odkształcenie liczone od odkształcenia krytycznego
ε_i	– odkształcenie zastępcze, inaczej – intensywność odkształcenia
ε_{ij}	– tensor odkształceń plastycznych
ε_k	– odkształcenie końcowe w danej operacji
ε_l	– odkształcenie graniczne
ε_n	– odkształcenie określające początek osiągnięcia stanu nasycenia
ε_0	– odkształcenie wstępne
ε_p lub ε_{pi}	– zastępcze odkształcenie plastyczne, w pracy najczęściej zwane odkształceniem plastycznym
ε_{p0}	– zastępcze odkształcenie plastyczne pierwszego etapu złożonej drogi odkształcania
ε_{pp}	– odkształcenie plastyczne odpowiadające maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu
ε_{pu}	– odkształcenie określające moment utraty stateczności
ε_r	– odkształcenie charakterystyczne
ε_{re}	– odkształcenie resztkowe zmagazynowane w materiale
ε_s	– odkształcenie konieczne do zapoczątkowania rekrytalizacji statycznej
ε_s	– odkształcenie określające początek ustalonego płynięcia plastycznego
ε_{sf}	– odkształcenie średnie
ε_z	– odkształcenie plastyczne w warstwie zewnętrznej skręcanej próbki
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$	– składowe liniowe stanu odkształcenia
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	– główne składowe stanu odkształcenia
$\varepsilon_{10}, \varepsilon_{20}, \varepsilon_{30}$	– główne składowe pierwszego etapu złożonej drogi odkształcania
$\varepsilon_{1p}, \varepsilon_{2p}, \varepsilon_{3p}$	– główne składowe plastyczne stanu odkształcenia
$\dot{\varepsilon}_1, \dot{\varepsilon}_2, \dot{\varepsilon}_3$	– główne składowe prędkości stanu odkształcenia
$\dot{\varepsilon}$	– prędkość odkształceń liniowych
$\dot{\varepsilon}_i$	– zastępcza prędkość odkształceń liniowych
$\dot{\varepsilon}_0$	– bazowa prędkość odkształcenia
$\dot{\varepsilon}_p$	– prędkość odkształceń plastycznych
$\dot{\varepsilon}_z$	– prędkość odkształcenia plastycznego w warstwie zewnętrznej skręcanej próbki
ϕ	– kąt odkształcenia postaciowego
ϕ_p	– kąt plastycznego odkształcenia postaciowego
γ_p	– plastyczne odkształcenie postaciowe
γ^*	– zakumulowane odkształcenie postaciowe
γ_p	– plastyczne odkształcenie postaciowe wg wzoru (1.39)
γ_p^0	– plastyczne odkształcenie postaciowe wg wzoru (1.38)

γ_p	– plastyczne odkształcenie postaciowe wg wzoru (1.41)
γ_{sr}	– średnie odkształcenie postaciowe
$\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$	– składowe postaciowe stanu odkształcenia
$\dot{\gamma}$	– prędkość odkształcenia postaciowego
$\dot{\gamma}_p$	– prędkość plastycznego odkształcenia postaciowego
$\dot{\gamma}_{\theta, z}$	– składowa tensora prędkości odkształceń postaciowych
φ	– skrajny kąt zwilżania
λ	– swobodna droga ruchu dyslokacji
μ	– współczynnik tarcia
ρ	– gęstość dyslokacji
ρ_c	– gęstość cieczy
ρ_h	– gęstość nasypowa z osadem
ρ_t	– gęstość teoretyczna
σ	– naprężenie rzeczywiste
σ_u	– naprężenie amplitudy
σ_{un}	– naprężenie nasycenia pętli histerezy
σ_{up}	– naprężenie plastyczne amplitudy
σ_{us}	– naprężenie sprężyste amplitudy
σ_i	– naprężenie zastępcze, inaczej – intensywność naprężenia
σ_{ij}	– tensor naprężenia
σ_p lub σ_{pi}	– zastępcze naprężenie uplastyczniające, inaczej – intensywność naprężenia osiągnięta po przekroczeniu granicy plastyczności, najczęściej zwane w pracy naprężeniem uplastyczniającym
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	– główne składowe stanu naprężenia
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	– składowe normalne stanu naprężenia
σ_{ph}	– naprężenie uplastyczniające w momencie przerywania procesu odkształcania
σ_{pn}	– naprężenie nasycenia
σ_{p0}	– granica plastyczności
σ'_{p0}	– granica plastyczności przy ponownym obciążaniu
σ_{pp}	– maksymalne naprężenie uplastyczniające
σ_{pu}	– naprężenie utraty stateczności
σ_{prh}	– bieżące naprężenie podczas relaksacji
σ_{prf}	– końcowe naprężenie relaksacji
σ_{prs}	– początkowe naprężenie relaksacji jest to naprężenie σ_{ph} po uwzględnieniu jego zmiany wywołanej właściwościami lepkoplastycznymi
σ_{ps}	– naprężenie ustalonego płynięcia plastycznego
τ	– naprężenie styczne spowodowane tarcie
τ_p	– styczne naprężenie uplastyczniające
$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$	– składowe styczne stanu naprężenia
ω	– kąt skręcenia próbki
ω_p	– kąt plastycznego skręcenia próbki
$\dot{\omega}_p$	– prędkość skręcania plastycznego

1. BADANIA PLASTOMETRYCZNE

1.1. WPROWADZENIE

Zachowanie się materiału w trakcie odkształcania plastycznego odzwierciedlają uogólnione krzywe umocnienia, wyrażające zmianę naprężenia uplastyczniającego σ_p w funkcji odkształcenia plastycznego ε_p [130]. Znajomość krzywych umocnienia ma duże znaczenie praktyczne. Pozwala na ustalenie parametrów obróbki plastycznej oraz właściwości kształtowanych elementów i jest niezbędnym warunkiem coraz popularniejszego modelowania matematycznego. Powstanie nowych, doskonalszych konstrukcji urządzeń, takich jak plastometry skręcające i ściskające, rozszerza znacznie możliwości uzyskiwania krzywych umocnienia w coraz bardziej złożonych warunkach odkształcania [69]. Pomimo bezdyskusyjnej przydatności różnych metod plastometrycznych, należy pamiętać zarówno o ich potencjalnych możliwościach, jak też o ograniczeniach. Wynikają one z tego, że obecnie stosowane są różne konstrukcje plastometrów, różne metody prowadzenia doświadczeń i opracowywania wyników, co prowadzi czasem do dużych rozbieżności, a nawet przeciwnych wyników. Istotne więc jest, oprócz ustalenia metodyki badań, również ustalenie sposobu opracowywania wyników badań.

Do wyznaczenia zależności naprężenie–odkształcenie najczęściej są stosowane próby rozciągania, ściskania i skręcania. Próby te mają zarówno wady, jak i zalety, dlatego bardzo istotny jest wybór właściwej metody, która najlepiej opisuje zachowanie się materiału w danych warunkach odkształcania. Okazuje się, że wyznaczone w różnych próbach plastometrycznych zależności naprężenia od odkształcenia dla tego samego materiału się różnią; wynika to nie tylko z oddziaływania stanu naprężenia na krzywe umocnienia, ale także z uproszczeń stosowanych podczas opracowywania wyników badań.

Metody doświadczalne stosowane do wyznaczania uogólnionej krzywej umocnienia można podzielić na dwie grupy:

1. Podstawowe próby wytrzymałościowe, przede wszystkim próby jednoosiowego rozciągania, ściskania lub skręcania. Jednoosiowe rozciąganie należy do najprostszych, a zarazem najdokładniejszych metod wyznaczania krzywych umocnienia.

W próbie tej rozciągana próbka nie styka się na badanej długości pomiarowej z żadnym narzędziem, które powodowałoby zakłócenia, np. w postaci pojawienia się sił tarcia. Wadą próby rozciągania jest możliwość wyznaczania krzywej umocnienia jedynie dla stosunkowo niedużych odkształceń, nieprzekraczających odkształceń równomiernych, odpowiadających pojawieniu się szyjki – niewspółmiernie małych w porównaniu z odkształceniami plastycznymi występującymi w rzeczywistych procesach obróbki plastycznej. Krzywe umocnienia dla większych zakresów odkształceń należy więc wyznaczać w próbie ściskania lub skręcania.

2. Specjalne próby wytrzymałościowe przystosowane do postaci badanego elementu, np. metoda skręcania pierścienia wyciętego z blachy i utwierdzonego na obrzeżu (metoda Marciniaka), metoda wytłaczania utwierdzonego na obrzeżu krążka blachy za pomocą cieczy (metoda Jovignota), metoda ściskania pakietu utworzonego z wielu krążków blachy (metoda Tychowskiego). Porównanie wyników tych metod z wynikami próby rozciągania daje w przypadku blach znaczne rozbieżności.

Porównywanie różnych stanów naprężenia występujących w poszczególnych próbach plastometrycznych wymaga wprowadzenia wskaźnika syntetycznego. Jest nim naprężenie i odkształcenie zastępcze określone następującymi równaniami:

➤ naprężenie zastępcze dla dowolnego stanu naprężenia

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)}, \quad (1.1)$$

➤ jeżeli znane są naprężenia główne, wyrażenie określające naprężenie zastępcze przyjmuje postać

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}, \quad (1.2)$$

➤ odkształcenie zastępcze dla dowolnego stanu naprężenia

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}, \quad (1.3)$$

➤ jeżeli znane są odkształcenia główne, wyrażenie określające odkształcenie zastępcze przyjmuje postać

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}. \quad (1.4)$$

Stosowanie naprężenia zastępczego i odkształcenia zastępczego umożliwia porównywanie różnych stanów naprężenia oraz odkształcenia, uzyskanych przy dowolnym obciążeniu, np. skręcaniu, rozciąganiu czy ściskaniu. W procesach obróbki plastycznej odkształcenia sprężyste w stosunku do odkształceń plastycznych są zwykle tak małe, że na ogół operuje się odkształceniem zastępczym, obejmującym zarówno

odkształcenia sprężyste, jak i plastyczne. W pracy odróżnia się jednak zastępcze odkształcenie plastyczne (określane najczęściej jako odkształcenie plastyczne) ε_p od zastępczego odkształcenia sprężystego ε_s .

Do określenia momentu przejścia odkształcanego materiału w stan plastyczny stosuje się najczęściej hipotezę energii właściwej odkształcenia postaciowego Hube-
ra–Misesa. Zgodnie z tą hipotezą **materiał przechodzi w stan plastyczny, gdy na-
prężenie zastępcze osiągnie wartość równą granicy plastyczności, określonej
w próbie jednoosiowego rozciągania σ_p . Naprężenie zastępcze równe granicy pla-
styczności jest na ogół nazywane naprężeniem uplastyczniającym.** Warunek ten
można przedstawić w postaci

$$\sigma_p = \sigma_i. \quad (1.5)$$

Gdy składowe odkształcenia wzrastają nieproporcjonalnie, należy operować przy-
rostem odkształcenia zastępczego, wyrażonym wzorem

$$d\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(d\varepsilon_1 - d\varepsilon_2)^2 + (d\varepsilon_2 - d\varepsilon_3)^2 + (d\varepsilon_3 - d\varepsilon_1)^2}. \quad (1.6)$$

Analogicznie do zastępczych odkształceń można określić zastępczą prędkość od-
kształcania

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 + (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 + (\dot{\varepsilon}_3 - \dot{\varepsilon}_1)^2}. \quad (1.7)$$

Na przykład dla próby rozciągania prędkość odkształcania

$$\dot{\varepsilon}_i = \dot{\varepsilon}_1 = \frac{d\varepsilon_1}{dt} = \frac{dl}{l} \frac{1}{dt} = \frac{v}{l},$$

gdzie:

l – rzeczywista długość pomiarowa próbki,

v – prędkość przemieszczania się ruchomego uchwytu próbki.

Postać krzywych σ_p – ε_p zależy od rodzaju i właściwości materiału, jak również od warunków odkształcania, w tym głównie temperatury i prędkości odkształcania. Zale-
ży ona także w dużym stopniu od energii błędu ułożenia (EBU) [65]. W niskiej tempe-
raturze przy prędkościach odkształcania, większych od tych, przy których zachodzi
pełzanie, dominują procesy umocnienia. W wyższej temperaturze w stopach o dużej
EBU, w których dominującym mechanizmem usuwania skutków umocnienia jest
zdrowienie dynamiczne, po początkowym wzroście naprężenia uplastyczniającego
ustala się ono na poziomie σ_{pn} , zwanym naprężeniem nasycenia, odpowiadającym
w danych warunkach odkształcania naprężeniu maksymalnemu σ_{pp} . Utrzymuje ono
stałą wartość aż do chwili powstania pęknięć podczas odkształcenia granicznego ε_1 .
Odkształcenie ε_n określa początek osiągnięcia stanu nasycenia. W stopach o małej
EBU, charakteryzujących się ograniczoną zdolnością do wysokotemperaturowego
zdrowienia dynamicznego, osiąga się – w wyniku wzrostu gęstości dyslokacji – takie

zmagazynowanie energii, które umożliwia zapoczątkowanie rekryształizacji dynamicznej po osiągnięciu odkształcenia krytycznego ε_c . Prowadzi to do spadku naprężenia odkształceń zakresie odkształceń $\varepsilon_c \div \varepsilon_s$, określanego jako osłabienie materiału, a następnie do stanu stacjonarnego naprężenia na poziomie σ_{ps} dla odkształceń większych od odkształcenia początku tego stanu ε_s .

Zachowanie się materiału w procesach przeróbki plastycznej można opisywać za pomocą omawianych procesów umocnienia i osłabienia, które w klasycznym opisie zjawisk strukturalnych zależą głównie od warunków procesu odkształcania, tj. odkształcenia, prędkości odkształcenia oraz temperatury, a w mniejszym stopniu od parametrów struktury. Taki sposób opisu zachowania się materiałów nie uwzględnia w pełni historii odkształcania, co – szczególnie w przypadku odkształcania w podwyższonej temperaturze – może prowadzić do większych błędów. Dlatego, oprócz takiego klasycznego opisu, coraz częściej stosuje się opis uwzględniający mikrostrukturę materiału [63, 134, 142].

1.1.1. MODELE NAPRĘŻENIA UPLASTYCZNIAJĄCEGO

Modele opisujące zachowanie się materiałów można opracowywać na różnym poziomie uogólnienia. Tradycyjna metoda polega na opracowywaniu zależności naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne w formie graficznej lub numerycznej. Jest to metoda najpewniejsza, możliwości wykorzystania uzyskanych wyników są jednak ograniczone do warunków, w jakich zostały wyznaczone. Powszechniejsza staje się metoda aproksymowania wyników doświadczeń za pomocą bardziej lub mniej złożonych funkcji [117]. Wadą tej metody są często bardzo złożone postacie funkcji i błędy wynikające z niepełnego ich dopasowania do przebiegów rzeczywistych oraz, podobnie jak poprzednio, ograniczony zakres ich stosowania.

Najbardziej uniwersalną metodą jest budowanie modeli na podstawie zjawisk fizycznych zachodzących w materiale podczas i po odkształceniu. Pomimo że powstała już pewna liczba takich modeli, to jednak zarówno ich dokładność, jak i możliwości zastosowań są dość ograniczone, co wynika przede wszystkim z trudności wyznaczania parametrów materiałowych stosowanych w takich równaniach. Dlatego coraz częściej buduje się fenomenologiczne modele materiałów i stosuje się funkcje aproksymujące, opisujące podstawowe procesy zachodzące w materiale [65, 124].

1.1.1.1. MODELE NAPRĘŻENIA UPLASTYCZNIAJĄCEGO W FUNKCJI STOPNIA ODKSZTAŁCENIA

Do tej grupy modeli zalicza się równania, które opisują naprężenie uplastyczniające σ_p w zależności od odkształcenia plastycznego ε_p i w niektórych przypadkach naprężenia σ_{p0} lub odkształcenia ε_0 stanu początkowego

$$\sigma_p = f(\varepsilon_p). \quad (1.8)$$

Równania takie stosuje się do analizy, symulacji i projektowania procesów kształtowania w temperaturze otoczenia przy stosunkowo małych prędkościach odkształcania, kiedy można pominąć ich wpływ na naprężenie uplastyczniające. Najczęściej są to następujące równania:

- równanie Hollomona [82]

$$\sigma_p = C \varepsilon_p^n, \quad (1.9)$$

- równanie Ludwika [108]

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + C \varepsilon_p^n, \quad (1.10)$$

- uogólnione przez Hartleya i współpracowników [78] równanie Ludwika

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + C (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n, \quad (1.11)$$

- równanie Swifta [152]

$$\sigma_p = C (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n, \quad (1.12)$$

- równanie Krupkowskiego [105]

$$\sigma_p = C z_l^n. \quad (1.13)$$

1.1.1.2. MODELE ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁU UWZGLĘDNIAJĄCE STOPIEŃ I PRĘDKOŚĆ ODKSZTAŁCANIA

Do tej grupy zalicza się równania opisujące naprężenie uplastyczniające materiałów lepkoplastycznych czułych na prędkość odkształcania. Uzależniają one naprężenie uplastyczniające od stopnia i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}_p$

$$\sigma_p = f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p). \quad (1.14)$$

Równania uwzględniające oprócz odkształcenia jego prędkość mają najczęściej następujące postacie:

- równanie Ludwika [108]

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}, \quad (1.15)$$

- równanie Aldera i Philipsa [1]

$$\sigma_p = C \varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}_p^m, \quad (1.16)$$

- równanie Wagonera [159]

$$\sigma_p = C (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m, \quad (1.17)$$

➤ równanie Grosmana [72]

$$\sigma_p = C \varepsilon_p^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_p) \dot{\varepsilon}_p^m, \quad (1.18)$$

➤ równanie autora [59]

$$\sigma_p = CK_\varepsilon K_{\dot{\varepsilon}}. \quad (1.19)$$

Funkcję odkształcenia K_ε opisano zależnością

$$K_\varepsilon = C(\varepsilon_p + \varepsilon_0)^{n_1} \exp(n_2 \varepsilon_p), \quad (1.20)$$

a funkcję prędkości odkształcania $K_{\dot{\varepsilon}}$

$$K_{\dot{\varepsilon}} = \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{(a_1 \varepsilon_p + a_2 \varepsilon_p^2)}. \quad (1.21)$$

Po podstawieniu wyrażeń (1.20) i (1.21) do wzoru (1.19) otrzymujemy końcową postać krzywej naprężenie uplastyczniające–odkształcenie

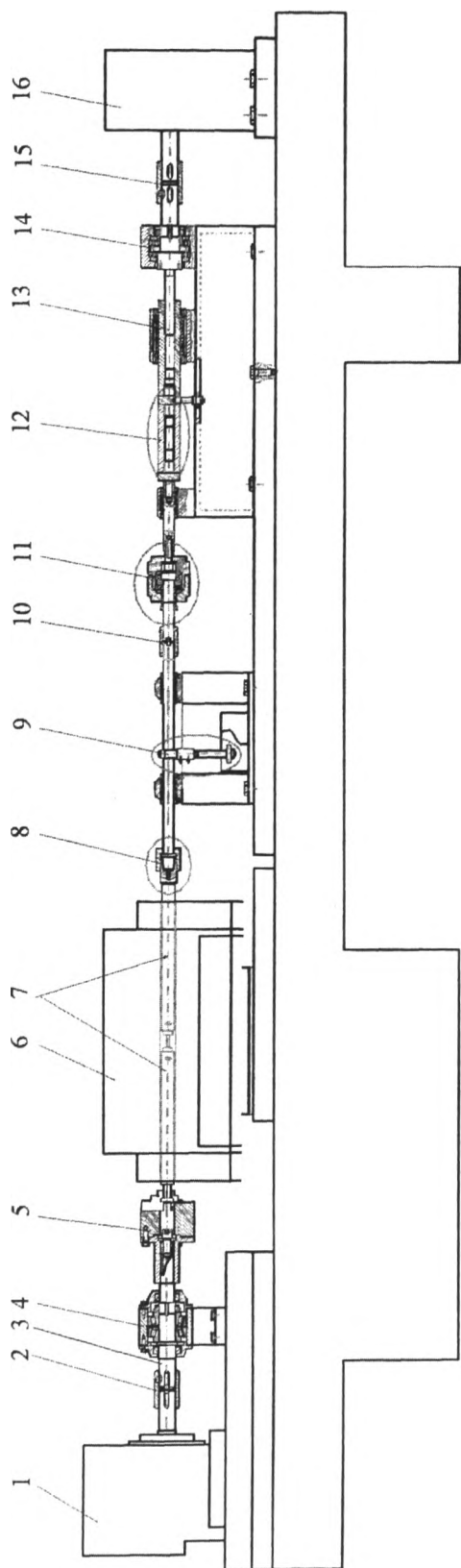
$$\sigma_p = C(\varepsilon_p + \varepsilon_0)^{n_1} \exp(n_2 \varepsilon_p) \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{(a_1 \varepsilon_p + a_2 \varepsilon_p^2)}. \quad (1.22)$$

Zaproponowany model (1.22), dzięki dużej elastyczności, może być stosowany do opisu zachowania się stali węglowych głęboko tłoczonych, stali nierdzewnych, aluminium i jego stopów oraz stopów miedzi i tytanu.

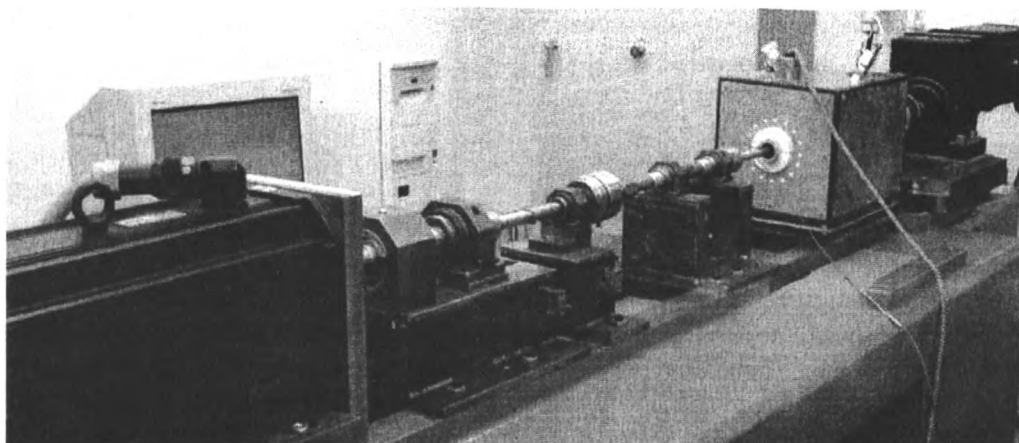
1.2. OPIS STANOWISK DO BADANIA PROSTYCH I ZŁOŻONYCH PROCESÓW ODKSZTAŁCANIA

Do badań plastometrycznych można stosować plastometr umożliwiający realizację zarówno prostych, jak i złożonych dróg odkształcania, którego schemat przedstawiono na rysunku 1.1, a jego widok na rysunku 1.2.

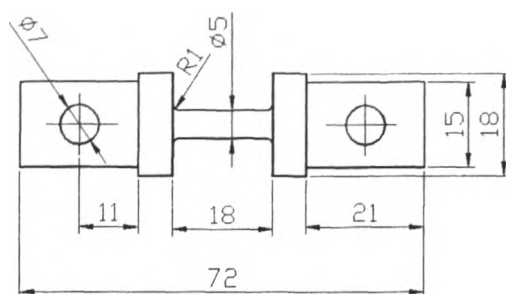
Przykładową próbkę do badań na przedstawionym plastometrze pokazano na rysunku 1.3. Próbkę należy – w celu usunięcia skutków umocnienia – poddać wyżarzaniu odprężającemu w odpowiedniej temperaturze, a następnie – w celu usunięcia utlenionej warstewki powierzchniowej z części pomiarowej próbek, spowodowanej takim wyżarzaniem, jeśli nie było ono prowadzone w atmosferze ochronnej – należy ją lekko przeszliować papierem ściernym o ziarnistości 600.



Rys. 1.1. Schemat plastometru: 1 – silnik obrabiarkowy asynchroniczny o mocy 13 kW, 2 – sprzęgło tulejowe, 3 – wałek, 4 – podpora stała, 5 – głowica tokarska, 6 – piec, 7 – uchwyt samocentryjący, 9 – momentomierz, 10 – sprzęgło, 11 – głowica obrotowa, 12 – dynamometr, 13 – mechanizm śrubowy, 14 – podpora stała, 15 – sprzęgło tulejowe, 16 – silnik obrabiarkowy asynchroniczny o mocy 11 kW [49]



Rys. 1.2. Plastometr



Rys. 1.3. Próbką pełna do badań właściwości materiału w próbie skręcania

Układ napędowy

W procesie skręcania stosuje się (rys. 1.1) obrabiarkowy elektryczny silnik asynchroniczny firmy „Lenze” (1) o mocy 13 kW, który przekazuje moment skręcający na wałek (3) za pomocą sprzęgła tulejowego (2). Podpora stała (4) z łożyskami stożkowymi zabezpiecza silnik przed działaniem sił osiowych. Lewa strona uchwytu (7) odkształcanej próbki, mocowana w tokarskim uchwycie samocentrującym (5), przenosi moment skręcający na próbkę, który poprzez prawy uchwyt samocentrujący (8) jest przekazywany na momentomierz (9). Silnik ten spełnia wymagania dotyczące stabilności prędkości obrotowej, która w zakresie od 0,5 do 1000 obr/min wynosi $\pm 0,1\%$, i czasu narastania prędkości od 0 do 1000 obr/min w czasie nie dłuższym niż 10 ms.

Do napędu strony ściskająco-rozciągającej stosuje się (rys. 1.1) obrabiarkowy elektryczny silnik asynchroniczny firmy „Lenze” (16) o mocy 11 kW, który przekazuje moment skręcający za pomocą sprzęgła tulejowego (15) na mechanizm śrubowy

(13). Mechanizm śrubowy służy do zmiany ruchu obrotowego silnika na postępowy, który wywołuje siły ściskające lub rozciągające próbkę. Podpora stała (14), podobnie jak podpora (4), zabezpiecza silnik przed działaniem sił osiowych. Siłę osiową mierzy się siłomierzem (12).

Aby pomiary momentu skręcającego i siły osiowej wzajemnie się nie zakłócały, zastosowano głowicę (11). Głowica ta zabezpiecza siłomierz (12) przed działaniem momentu obrotowego pochodzącego od skręcania próbki.

Omawiany silnik spełnia wymagania dotyczące stabilności prędkości obrotowej, która w zakresie od 0,5 do 1000 obr/min wynosi $\pm 0,1\%$, i czasu narastania prędkości od 0 do 1000 obr/min nie dłuższym niż 10 ms.

Pomiar siły i momentu

Do pomiaru momentu skręcającego zastosowano momentomierze zbudowane z belki pomiarowej z naklejonymi mostkami tensometrycznymi TF-3/120, wraz z układem tensometrów kompensacyjnych. Momentomierze wykonano dla trzech zakresów pomiarowych momentu skręcającego: 0÷3 Nm, 0÷10 Nm i 0÷40 Nm. Prędkość i drogę kątową mierzy się za pomocą serwonapędu silnika.

Próbkę można prowadzić ze swobodnym końcem skręcania próbki, wówczas w próbce nie występują siły poosiowe, jak również z blokadą przesuwu poosiowego nieobracającego się końca próbki, w takim przypadku w próbce mogą wystąpić siły poosiowe i to zarówno ściskające, jak i rozciągające.

Do pomiaru sił poosiowych zastosowano dynamometr, zbudowany z tulei wykonanej ze stali sprężynowej 50S2, z naklejonymi tensometrami. W celu uzyskania większej czułości pomiaru zastosowano trzy wymienne czujniki o zakresach pomiarowych: 0÷3 kN, 0÷7 kN i 0÷20 kN.

Układ grzewczy

Układ grzewczy składa się z dwóch zamiennych pieców oporowych. W pierwszym elementem oporowym jest tantal, istnieje w nim możliwość stosowania osłony gazu obojętnego, co uniemożliwia utlenianie się próbek. Drugim jest piec rurowy, w którym można uzyskiwać bardzo szybkie schładzanie próbek za pomocą wtryskiwanej do niego wody. W piecu tym, dzięki zaprojektowaniu odpowiedniego kształtu elementu grzewczego, uzyskano równomierny rozkład temperatury.

Układ sterowania

W plastometrze wykorzystano system zbierania danych oparty na module i karcie pomiarowej firmy Beckhoff. Zastosowano tu technikę określaną w automatyce jako „feld bus” system. W systemie tym jednostką centralną jest komputer typu IBM PC, którego zadaniem jest:

- komunikacja z operatorem doświadczenia,
- realizacja algorytmu sterowania i pomiaru,

- archiwizacja i prezentacja danych pomiarowych,
- konwersja danych pomiarowych do pliku dostępnego w programie Excel.

Z elementami wykonawczymi komputer komunikuje się poprzez kartę pomiarową o bardzo dużej szybkości działania. Transmisja sygnałów odbywa się światłowodami.

System rejestracji danych jest sprzężony z komputerem PC klasy Pentium III. W próbach rozciągania i ściskania system ten rejestruje wartości siły P w funkcji drogi odkształcenia l , w próbie skręcania – wartości momentu skręcającego M , w funkcji kąta skręcenia ω . System jest również wyposażony w oprogramowanie umożliwiające przetwarzanie i opracowywanie wyników badań.

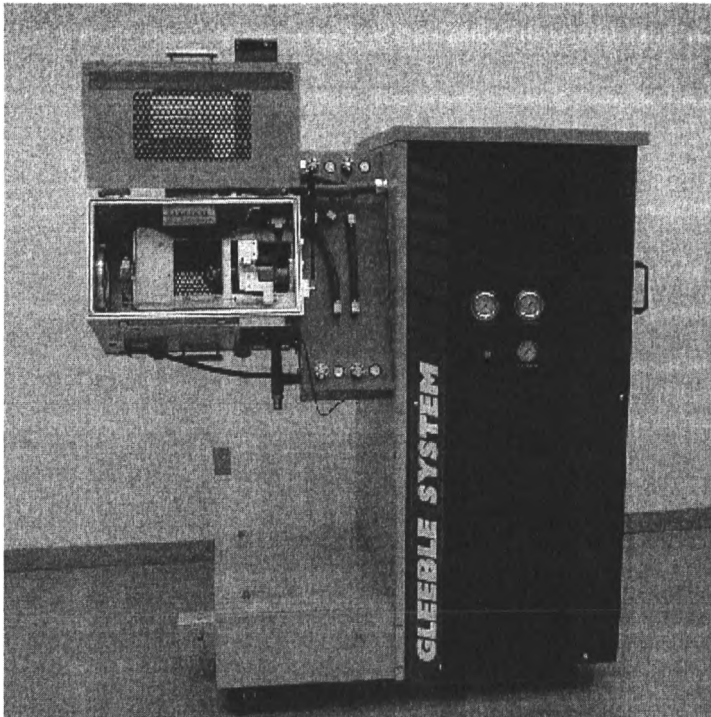
Opisanym plastometrem można realizować następujące proste i złożone sposoby odkształcania:

- skręcanie jednokierunkowe,
- rozciąganie,
- ściskanie,
- dwukierunkowe skręcanie ze stałą lub zmienną amplitudą,
- skręcanie w dowolnym kierunku ze stałą lub zmienną amplitudą, połączone z dowolnym sposobem rozciągania lub ściskania.

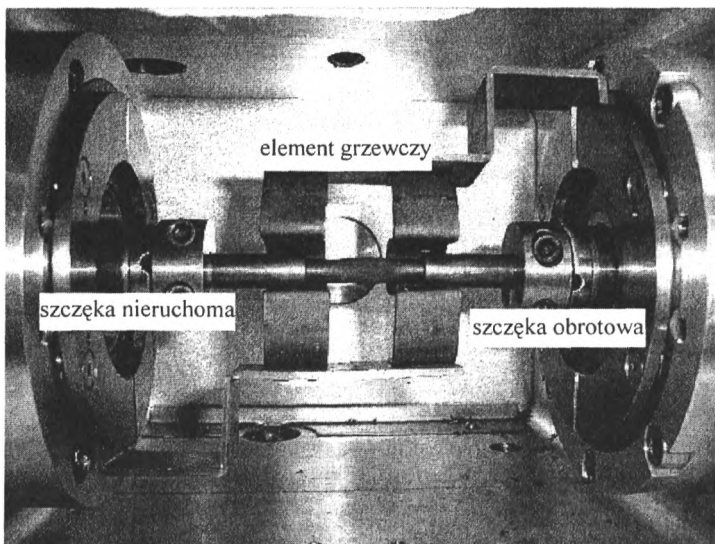
Poszczególne warianty odkształcenia charakteryzują się odkształceniem całkowitym i odkształceniem pojedynczych cykli. W próbach kształtowania parametrami zmiennymi niezależnymi są: odkształcenia pojedynczych cykli, rodzaj obciążeń, prędkość odkształcania i amplituda odkształceń w kolejnych cyklach.

W ostatnich latach do badania prostych i złożonych procesów odkształcania stosuje się symulatory wytwarzane indywidualnie w różnych centrach naukowych. Coraz powszechniej stosowanym komercyjnym urządzeniem, które służy między innymi do badania zaawansowanych procesów kształtowania plastycznego, jest symulator Gleeble, produkowany przez firmę Dynamics System Inc., Troy w USA. Próbkę odkształca się za pomocą urządzenia typu serwohydraulicznego, nagrzewa się je oporowo, co pozwala uzyskać jednorodny rozkład temperatury w próbce oraz duże prędkości zmian temperatury. W Polsce symulator Gleeble 3800 posiada jedynie Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach. Do badania procesów kształtowania plastycznego stosuje się następujące zespoły tego symulatora: jednostka główna, złożona z układu wykonawczego i jednostki sterującej, służącej do programowania eksperymentu, sterowania zespołami roboczymi i do gromadzenia wyników badań (rys. 1.4), głowica do skręcania próbek (rys. 1.5) oraz głowica do odkształcania wieloosiowego (rys. 1.6).

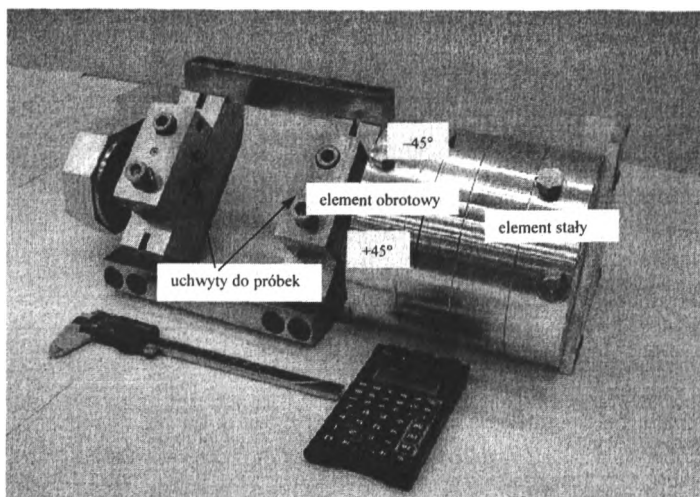
Symulatorem Gleeble można zarówno określać charakterystyki materiałowe, obejmujące zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia w różnych warunkach kształtowania, co wymaga zachowania stałej prędkości odkształcania, jednorodnego rozkładu temperatury w próbce oraz zminimalizowania tarcia pomiędzy odkształcaną próbką a narzędziem, jak i symulować fizycznie procesy przemysłowe i to nie tylko w obszarze kształtowania plastycznego.



Rys. 1.4. Symulator Gleebla 3800



Rys. 1.5. Głowica w symulatorze Gleebla do skręcania próbek



1.6. Głowica do wieloosiowego odkształcania materiału

1.3. PROSTE BADANIA PLASTOMETRYCZNE

1.3.1. WYZNACZANIE KRZYWEJ UMOCNIENIA W PLASTOMETRYCZNEJ PRÓBIE ROZCIĄGANIA

Próba rozciągania jest najprostszą metodą wyznaczania charakterystyk plastyczności. Wadą jej jest możliwość wyznaczania krzywych umocnienia jedynie w zakresie nie-dużych odkształceń, gdyż szybko dochodzi do lokalizacji odkształcenia. Próba ta jest stosowana przede wszystkim do wyznaczania krzywych umocnienia w niskiej temperaturze. Do wyznaczania wysokotemperaturowych krzywych umocnienia stosowane są próby spęczania i skręcania, gdyż można w nich uzyskiwać większe równomierne odkształcenia niż w próbie rozciągania. W próbie rozciągania występuje jednoosiowy stan naprężenia, dla którego naprężenia główne są określone zależnościami:

$$\sigma_1 = \frac{P}{A}, \quad \sigma_2 = \sigma_3 = 0, \quad (1.23)$$

po uwzględnieniu hipotezy Hubera–Misesa naprężenie uplastyczniające ma postać

$$\sigma_p = \sigma_1 = \frac{P}{A}. \quad (1.24)$$

Pomiędzy głównymi logarytmicznymi odkształceniami plastycznymi materiału izotropowego zachodzą następujące związki

$$\varepsilon_{2p} = \varepsilon_{3p} = -\frac{\varepsilon_{1p}}{2}. \quad (1.25)$$

Logarytmiczne odkształcenie plastyczne wyraża się zależnością

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{lp} = \ln \frac{l}{l_0}, \quad (1.26)$$

w której:

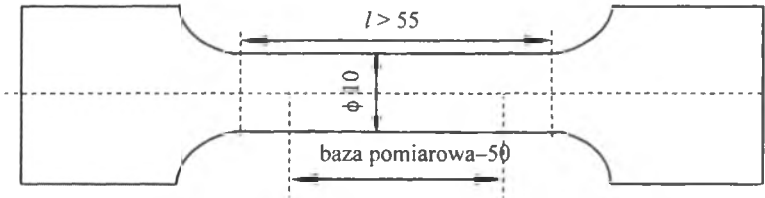
P – siła rozciągająca,

A – przekrój rzeczywisty próbki,

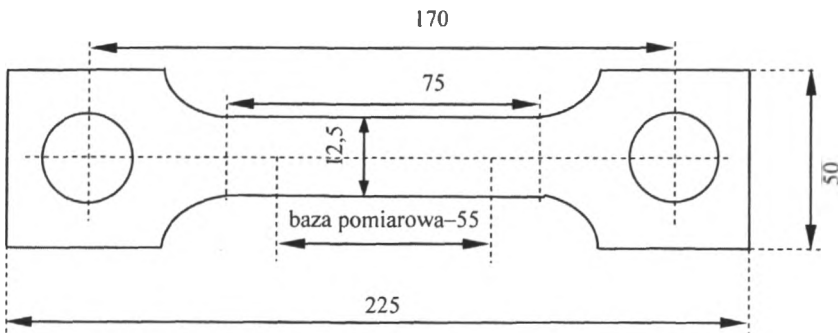
l_0 – początkowa długość pomiarowa próbki,

l – końcowa długość pomiarowa próbki.

Krzywą umocnienia w próbie jednoosiowego rozciągania można wyznaczyć na próbkach proporcjonalnych (rys. 1.7), wykonanych z prętów lub profili, lub na próbkach o przekroju prostokątnym (rys. 1.8), wykonanych z wyrobów płaskich, takich jak: blachy, taśmy, płaskowniki. Dokładniejsze informacje dotyczące wymiarów próbek można znaleźć w normie PN-EN 10002-1+AC.



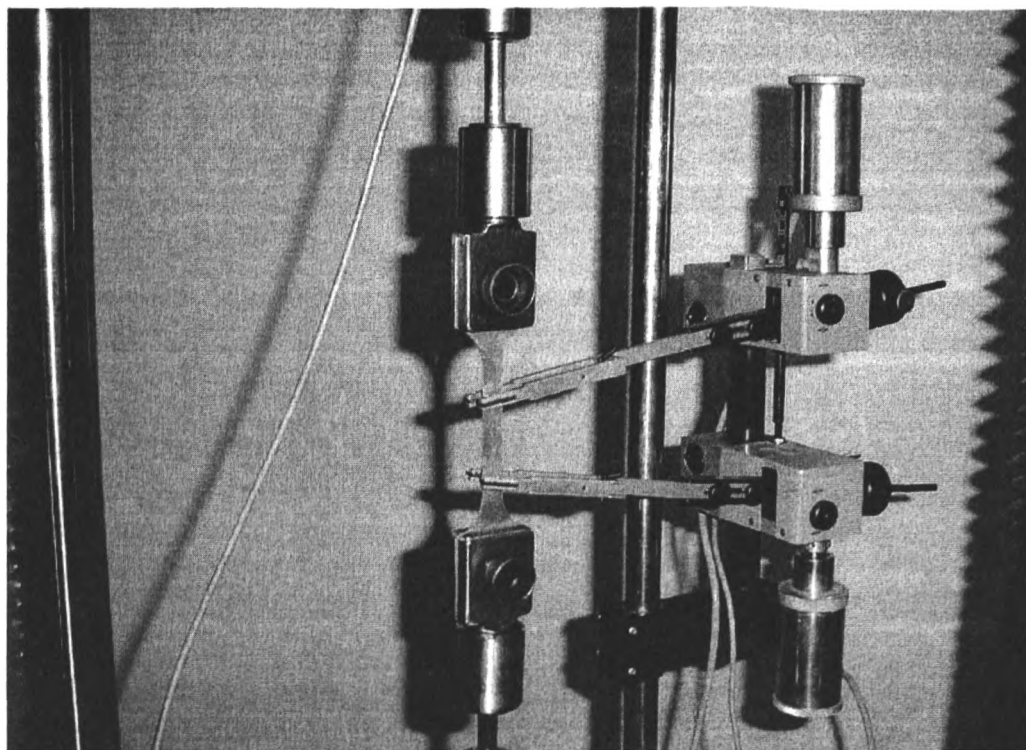
Rys. 1.7. Próбка proporcjonalna do wyznaczania krzywej umocnienia



Rys. 1.8. Próбка płaska do wyznaczania krzywej umocnienia

Próbki płaskie powinny być wycięte za pomocą wykrojnika z arkusza blachy pod kątami 0° , 45° i 90° względem kierunku walcowania. Otwory w główkach próbki służą do mocowania jej w uchwytach przegubowych zapewniających osiowość działania obciążenia (rys. 1.9). Do dokładniejszych badań powierzchnie boczne na długo-

ści pomiarowej próbki należy przeszlifować w celu usunięcia umocnienia spowodowanego wykrawaniem.



Rys. 1.9. Sposób mocowania próbki w specjalnych uchwytach eliminujących możliwość wystąpienia momentu gnącego oraz nieosiowego obciążenia próbki

Badanie próbek wyciętych w różnych kierunkach względem kierunku walcowania pozwala wyznaczyć średnie wartości współczynników występujących w modelu użytym do opisanie krzywej umocnienia. Współczynniki te w poszczególnych kierunkach mają różne wartości ze względu na anizotropię płaską blachy.

W celu wyznaczenia krzywej umocnienia próbkę należy odkształcać jedynie w zakresie odkształceń równomiernych, których zasięg odpowiada maksymalnej sile (co jest równoznaczne z maksymalnym naprężeniem umownym), tzn. stosunkowi maksymalnej siły odniesionej do przekroju początkowego próbki. Po przekroczeniu odkształceń równomiernych następuje utrata stateczności, objawiająca się lokalnym przewężeniem. Miejscowe przewężenie powoduje, że jednoosiowy stan naprężenia, jaki panuje w rozciąganej próbce do momentu utraty stateczności, ulega zakłóceniu i powstaje trójosiowy stan naprężeń. Wówczas naprężenie rozciągające nie jest zastępczym naprężeniem uplastyczniającym. Zastosowanie zależności Spiridonowej lub Bridgmana umożliwia w przypadku próbek okrągłych, gdy znany jest promień szyjki

i jej średnica, wyznaczenie składowych przestrzennego stanu naprężenia, a następnie naprężenia zastępczego dla odkształceń większych od odkształceń równomiernych. Dokładność tak wyznaczonego naprężenia nie jest jednak dostateczna.

Utrata stateczności, określona maksymalną siłą rozciągającą, pojawia się wtedy, gdy zwiększenie siły, spowodowane wzrostem naprężenia uplastyczniającego σ_p , wywołanego umacnianiem się materiału, nie jest w stanie skompensować spadku siły wywołanej ubytkiem pola przekroju poprzecznego próbki A , czyli musi być spełniony warunek $dP = 0$, który można zapisać

$$dP = d(\sigma_p A) = dA \sigma_p + A d\sigma_p = 0, \quad (1.27)$$

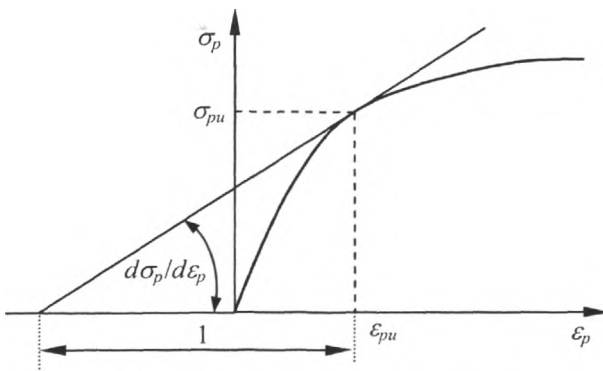
skąd

$$\frac{d\sigma_p}{\sigma_p} = -\frac{dA}{A}. \quad (1.28)$$

Ponieważ dla jednoosiowego rozciągania $-dA/A = dl/l = d\varepsilon_p$, utrata stateczności pojawia się więc wtedy, gdy

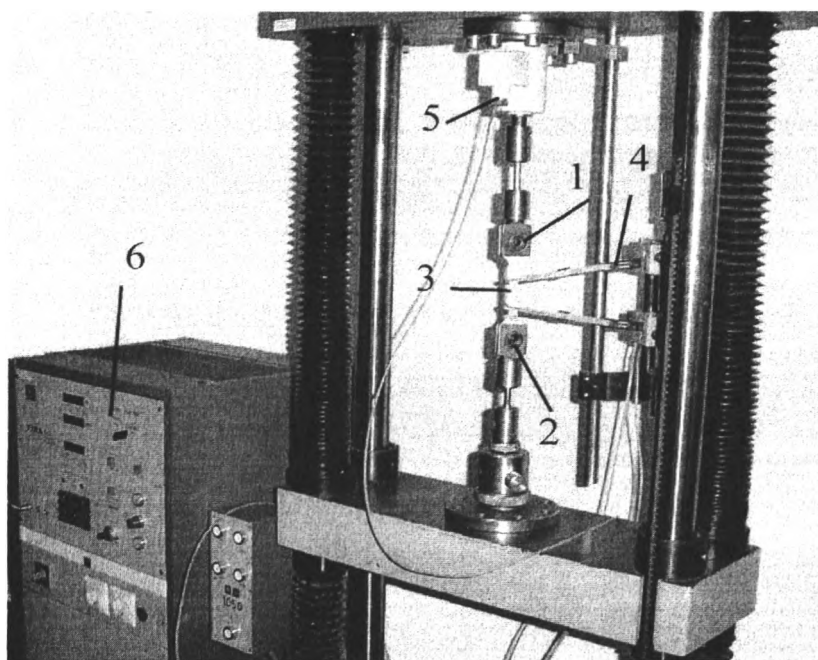
$$\frac{d\sigma_p}{d\varepsilon_p} = \sigma_p. \quad (1.29)$$

Z wykresu krzywej umocnienia we współrzędnych σ_p - ε_p można wyznaczyć zarówno odkształcenie równierne ε_{pu} , jak i naprężenie uplastyczniające σ_{pu} , odpowiadające utracie stateczności. Wystarczy w tym celu narysować styczną do krzywej umocnienia w ten sposób, aby podstyczna, mierzona wzdłuż osi ε_p , miała wartość równą jedności (rys. 1.10). Punkt styczności wyznacza poszukiwane wartości.



Rys. 1.10. Sposób wyznaczania punktu utraty stateczności na krzywej umocnienia we współrzędnych σ_p - ε_p dla jednoosiowego rozciągania

Próbie rozciągania wykonuje się za pomocą maszyn wytrzymałościowych, np. maszyny Tiratest 2300 (rys. 1.11).



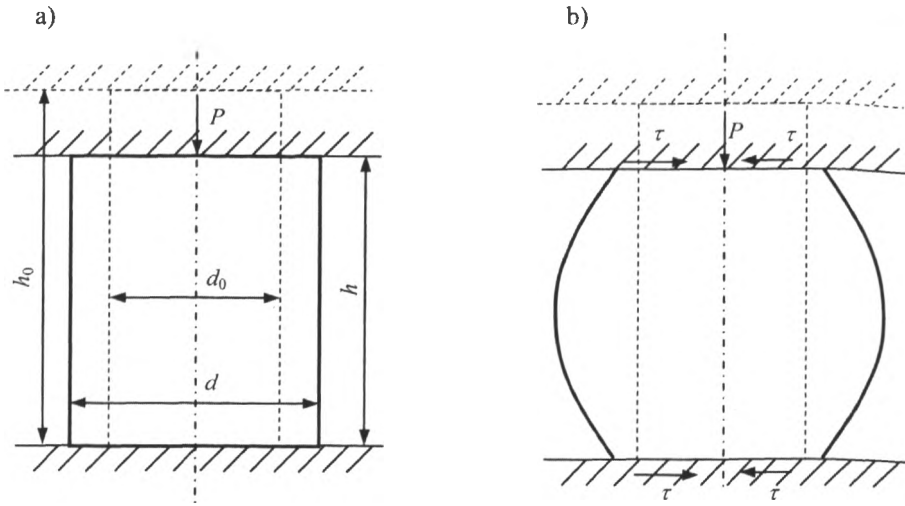
Rys. 1.11. Maszyna wytrzymałościowa Tiratest 2300: 1 – uchwyt górny, 2 – uchwyt dolny, 3 – próbka, 4 – ekstensometr, 5 – dynamometr, 6 – układ sterująco-rejestrujący

1.3.2. WYZNACZANIE KRZYWEJ UMOCNIENIA W PLASTOMETRYCZNEJ PRÓBIE ŚCISKANIA

Próba ściskana, oprócz próby rozciągania i skręcania, jest najczęściej stosowaną próbą plastometryczną. W badaniach na ściskanie stosuje się spęczanie walcowych lub płaskich próbek. Metodą tą można wyznaczać krzywe umocnienia dla większych odkształceń niż w próbie rozciągania. Podstawowym ograniczeniem utrudniającym interpretację wyników próby ściskania jest tarcie występujące na powierzchni styku próbki z płytami wywierającymi na nią nacisk. Siły tarcia powodują wzrost sił ściskających o około 10÷15% i są przyczyną niejednorodnego stanu naprężeń i odkształceń w próbce. Schemat spęczania próbki walcowej bez tarcia (ściskanie równomierne) i z tarciem przedstawiono na rysunku 1.12.

Przy jednoosiowym ściskaniu bez tarcia naprężenia główne:

$$\sigma_1 = 0, \quad \sigma_2 = 0, \quad \sigma_3 = -\frac{4P}{\pi d^2}. \quad (1.30)$$



Rys. 1.12. Schemat ściskania próbki walcowej:
a – bez tarcia (ściskanie równomierne), b – z tarcie

Zgodnie z hipotezą Hubera–Misesa naprężenie uplastyczniające

$$\sigma_p = |\sigma_3| = \frac{4P}{\pi d^2}. \quad (1.31)$$

Pomiędzy głównymi logarytmicznymi odkształceniami plastycznymi zachodzi natomiast zależność

$$\varepsilon_{1p} = \varepsilon_{2p} = -\frac{\varepsilon_{3p}}{2}, \quad (1.32)$$

a odkształcenie plastyczne określa równanie

$$\varepsilon_p = |\varepsilon_{3p}| = \ln \frac{h}{h_0}, \quad (1.33)$$

w którym:

P – siła ściskająca,

d – średnica odkształconej próbki,

h_0 – wysokość początkowa próbki,

h – wysokość końcowa próbki.

Na podstawie równań (1.31) i (1.33) można wyznaczyć krzywe umocnienia wówczas, gdy współczynnik tarcia ma niewielkie wartości. W celu zminimalizowania współczynnika tarcia stosuje się odpowiednie środki smarujące, takie jak olej o różnej lepkości, polietylen, teflon, tlenki metali, grafit, często dodatkowo jeszcze nacina się

na powierzchniach czołowych próbki okrągłe kanaliki, w które wprowadza się środki smarujące.

Do oceny niejednorodności odkształcania próbek walcowych stosuje się wskaźnik beczkowatości B

$$B = \frac{A_{\max} - A_k}{A_k} \cdot 100\%, \quad (1.34)$$

gdzie:

$A_{\max}$ – maksymalna powierzchnia poprzecznego przekroju spęczonej próbki,

A_k – powierzchnia styku próbki z kowadłami.

Wskaźnik beczkowatości może osiągać wartości większe niż 15% w przypadku dużych odkształceń i dużego współczynnika tarcia, wówczas stosowanie równań (1.30) i (1.33) prowadzi do błędnych wyników. Do wyznaczania naprężenia uplastyczniającego, z uwzględnieniem współczynnika tarcia, opracowano wzory empiryczne

$$\sigma_p = \frac{N_{sr}}{1 + \frac{\mu d}{3h}}, \quad (1.35)$$

$$\sigma_p = \frac{N_{sr}}{\frac{0,315\mu d}{h} + \sqrt{1 + \frac{0,315\mu d}{h}}}, \quad (1.36)$$

gdzie:

d, h – chwilowa średnica i wysokość próbki,

N_{sr} – średni nacisk jednostkowy,

μ – współczynnik tarcia.

Niedostatkiem wzorów (1.35) i (1.36) jest nieuwzględnianie zmiany współczynnika tarcia, który w trakcie procesu zmienia się szczególnie na brzegach odkształcanej próbki.

1.3.3. BADANIA WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁÓW W PLASTOMETRYCZNEJ PRÓBIE SKRĘCANIA

1.3.3.1. WPROWADZENIE

W ostatnich latach do badania zachowania się materiałów coraz częściej stosuje się próbę skręcania. **Główne zalety tej metody to możliwość uzyskania krzywych naprężenie–odkształcenie w dużym zakresie odkształceń i przy dużych prędkościach odkształcania. Ograniczeniem natomiast jest niejednorodność odkształceń i prędkości odkształcania wzdłuż promienia próbki, która komplikuje przeliczanie momentu skręcającego na naprężenia uplastyczniające, zwłaszcza wtedy, gdy materiał**

jest odkształcany w podwyższonej temperaturze, kiedy zachodzą zjawiska powodujące jego osłabienie.

Analizę próby skręcania w zakresie plastycznym po raz pierwszy przeprowadził Nadai [122], opierając się na rozważaniach Ludwika [108], dotyczących zakresu sprężystego, po przyjęciu następujących założeń:

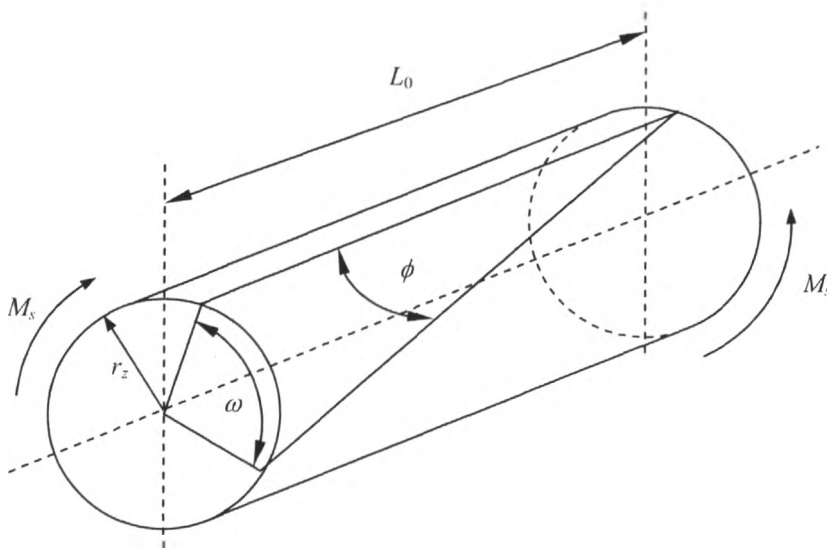
- proces odkształcania nie zmienia izotropowych właściwości materiału,
- płaskie poprzeczne przekroje pozostają podczas skręcania nadal płaskie,
- promień skręcanej próbki pozostaje prosty,
- jeżeli odkształcenie wzdłuż osi próbki jest jednorodne, to linia prosta równoległa do osi skręcanej próbki przechodzi w linię spiralną.

Założenia te są takie same, jakie przyjmuje się w przypadku skręcania próbki w zakresie sprężystym.

W próbie skręcania wyznacza się przebieg momentu skręcającego w funkcji kąta skręcania próbki, następnie wielkości te przelicza się na naprężenie i odkształcenie zastępcze.

1.3.3.2. ODKSZTAŁCENIE POSTACIOWE

Rozważmy izotropowy walec o długości L_0 i promieniu zewnętrznym r_z poddany plastycznemu skręcaniu (rys. 1.13).



Rys. 1.13. Schemat skręcania pełnej próbki walcowej

Istnieje kilka definicji dużych odkształceń postaciowych. Jedną z definicji odkształceń postaciowych są tak zwane zakumulowane odkształcenia, określone jako całka ze składowej postaciowej tensora prędkości odkształceń [150]

$$\gamma^* = \int_0^t \dot{\gamma}_{\theta,z} dt = \int_0^\omega \frac{r(\omega)}{L(\omega)} d\omega, \quad (1.37)$$

gdzie:

γ^* – zakumulowane odkształcenie postaciowe,

$\dot{\gamma}_{\theta,z}$ – składowa postaciowa tensora prędkości odkształceń,

r – promień bieżący,

L – bieżąca długość części pomiarowej próbki,

ω – kąt skręcenia.

Stosowanie tej definicji wymaga znajomości ciągłej zmiany r i L w funkcji kąta skręcenia. Ponieważ rejestracja zmian tych wielkości jest bardzo trudna, pojęcie zakumulowanych odkształceń praktycznie nie znalazło zastosowania.

Kolejną definicję przedstawia zależność

$$\gamma_p^o = \frac{L}{L_0} \operatorname{tg} \phi_p, \quad (1.38)$$

w której:

γ_p^o – plastyczne odkształcenie postaciowe,

ϕ_p – kąt plastycznego odkształcenia postaciowego,

L_0 – długość początkowa próbki.

Taka definicja odkształceń postaciowych jest dość często stosowana [22]. Powszechnie stosowana jest jednak następująca definicja plastycznego odkształcenia postaciowego

$$\gamma_p = \operatorname{tg} \phi_p = \frac{r\omega_p}{L_0}, \quad (1.39)$$

w której ω_p – kąt skręcenia plastycznego.

Definicja ta nie wymaga bieżącej rejestracji promienia i długości próbki.

Zmiany długości i promienia próbek podczas skręcania są stosunkowo małe i najczęściej w obliczeniach naprężenia i odkształcenia są pomijane. Zależą one od warunków odkształcania.

Podczas skręcania w pokojowej temperaturze następuje na ogół wydłużenie próbek; odkształcanie w wyższej temperaturze prowadzi natomiast do ich skrócenia [151]. Przyrost długości próbek wiąże się z powstawaniem tekstury materiału, zmniejszenie ich długości jest natomiast powiązane z rekrytalizacją dynamiczną, zorientowanym zarodkowaniem i selektywnym rozrostem ziaren [90].

Pomiędzy plastycznymi odkształceniami postaciowymi, wyrażonymi równaniami (1.38) i (1.39), istnieje prosty związek

$$\gamma_p = \frac{L_0}{L} \gamma_p^o. \quad (1.40)$$

Inny sposób obliczania odkształceń postaciowych zaproponowali autorzy pracy [77]. Na powierzchnię próbki nanoszone są okręgi, które w wyniku odkształcania przechodzą w elipsy.

Plastyczne odkształcenie postaciowe, przy zastosowaniu warunku plastyczności Hubera–Misesa, oblicza się z zależności

$$\gamma_p^\bullet = \sqrt{2} \left(\varepsilon_{1p}^2 + \varepsilon_{2p}^2 \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (1.41)$$

w której: ε_{1p} i ε_{2p} – plastyczne odkształcenia główne określone w kierunkach osi elips.

W metodzie tej nie uwzględniono faktu, iż powstałe z okręgów elipsy nie są płaskie, lecz leżą na powierzchni walca, co może prowadzić do znacznych błędów. Prawdopodobnie dlatego metoda ta znalazła tylko bardzo nieliczne zastosowania.

1.3.3.3. STYCZNE NAPRĘŻENIE UPLASTYCZNIAJĄCE

Dotychczas nie opracowano jednej uniwersalnej metody wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania. Naprężenie to można wyznaczać różnymi sposobami [46, 56, 58, 63, 70, 75]. Ponieważ jednak trudno ocenić, która z tych metod jest dokładniejsza, poniżej przedstawiono najpopularniejszą metodę, w której analizuje się przebieg zmiany momentu skręcającego w funkcji parametrów procesu skręcania i na tej podstawie wyznacza się naprężenie styczne.

Moment skręcający określa się z zależności

$$M_s = 2\pi \int_0^{r_z} \tau_p(r) r^2 dr, \quad (1.42)$$

w której: τ_p – styczne naprężenie uplastyczniające, które można opisać równaniem Aldera i Philipisa

$$\tau_p = C \gamma_p^n \dot{\gamma}_p^m. \quad (1.43)$$

Po podstawieniu do równania (1.42) związków (1.43) i (1.39) oraz uwzględnieniu, że $\dot{\gamma}_p = \frac{r \dot{\omega}_p}{L}$, otrzymuje się funkcję

$$M_s = 2\pi \int_0^{r_z} C \left(\frac{r \dot{\omega}_p}{L} \right)^n \left(\frac{r \dot{\omega}_p}{L} \right)^m r^2 dr, \quad (1.44)$$

która po scałkowaniu przyjmuje postać

$$M_s = 2\pi r_z^3 \tau_p \frac{1}{n+m+3} \quad (1.45)$$

i ostatecznie styczne naprężenie wyraża się równaniem [38, 110]

$$\tau_p = \frac{M_s(3+m+n)}{2\pi r_z^3}, \quad (1.46)$$

gdzie:

$$n = \frac{\omega_p}{M_s} \frac{\delta M_s}{\delta \omega_p} \quad - \text{wykładnik umocnienia},$$

$$m = \frac{\dot{\omega}_p}{M_s} \frac{\delta M_s}{\delta \dot{\omega}_p} \quad - \text{współczynnik czułości na prędkość odkształcania},$$

L – długość próbki,

$\dot{\omega}_p$ – prędkość skręcania plastycznego.

Do wyznaczenia m konieczne jest określenie M_s dla stałych wartości ω_p w szerokim zakresie prędkości odkształcania $\dot{\omega}_p$; wykładnik n można wyznaczyć bezpośrednio z krzywej $M_s-\omega_p$ przez komputerowe różniczkowanie.

Naprężenie styczne można wyznaczyć także na podstawie konstrukcji geometrycznej [80, 88, 148, 151].

W przypadku wielu materiałów podczas odkształcania w niskiej temperaturze można pominąć czułość na prędkość odkształcania; w wyższej temperaturze można natomiast pominąć umocnienie odkształceniowe.

1.3.3.4. ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE I NAPRĘŻENIE UPLASTYCZNIAJĄCE W PRÓBIE SKRĘCANIA

W celu otrzymania krzywej umocnienia z próby skręcania, którą można porównywać z krzywymi umocnienia wyznaczanymi w innych próbach plastometrycznych, styczne naprężenie uplastyczniające jest przeliczane na zastępcze naprężenie uplastyczniające, zwane w pracy naprężeniem uplastyczniającym; plastyczne odkształcenie postaciowe natomiast na zastępcze odkształcenie plastyczne, nazywane w pracy odkształceniem plastycznym.

Na podstawie hipotezy Hubera-Misesa [39, 84] styczne naprężenie uplastyczniające τ_p przelicza się na naprężenie uplastyczniające σ_p według zależności

$$\sigma_p = \sqrt{3}\tau_p. \quad (1.47)$$

Podobnie pomiędzy plastycznym odkształceniem postaciowym γ_p a odkształceniem plastycznym ε_p istnieje zależność

$$\varepsilon_p = \frac{\gamma_p}{\sqrt{3}} = \frac{\operatorname{tg} \phi_p}{\sqrt{3}} = \frac{r\omega_p}{\sqrt{3}L}. \quad (1.48)$$

Odształcenie plastyczne ε_{pz} w zewnętrznej warstwie skręcanej próbki

$$\varepsilon_{pz} = \frac{r_z \omega_p}{\sqrt{3}L}. \quad (1.49)$$

Prędkość odkształcania plastycznego w tej warstwie próbki określa się z zależności

$$\dot{\varepsilon}_{pz} = \frac{r_z \dot{\omega}_p}{\sqrt{3}L} = \frac{r_z}{\sqrt{3}L} \frac{2\pi N}{60}, \quad (1.50)$$

w której N – liczba skręceń próbki, obr/min.

Badania plastometryczne można prowadzić przy skręcaniu ze swobodnym końcem próbki, co oznacza, że jeden koniec skręcanej próbki może swobodnie przemieszczać się w kierunku zgodnym z osią próbki, lub z blokadą przesuwu poosiowego obu końców próbki. W pierwszym przypadku próbka jest jedynie skręcana i naprężenie uplastyczniające oblicza się z zależności (1.46) i (1.47). W drugim natomiast przypadku w wyniku wydłużenia lub skrócenia się próbki zostaje ona obciążona osiową siłą ścisającą bądź rozciągającą, wówczas zastępcze naprężenie uplastyczniające oblicza się z uwzględnieniem siły osiowej na podstawie wzoru

$$\sigma_{pi} = \sqrt{\left(\frac{\sqrt{3}M_s}{2\pi r_z^3}\right)^2 (3+n+m)^2 + \left(\frac{P}{\pi r_z^2}\right)^2}, \quad (1.51)$$

w którym P – siła osiowa.

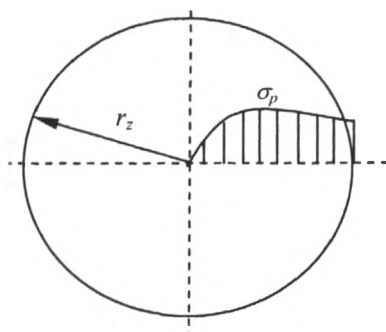
W próbie skręcania największe naprężenia styczne, jeśli nie zachodzi osłabienie odkształceniowe, panują na powierzchni, lecz – ze względu na duży gradient naprężeń wzdłuż promienia próbki – nie mogą one być miarodajne. Poza tym zależą one także od rozkładu odkształceń wzdłuż promienia, dlatego w niektórych pracach w miejsce wartości naprężeń na powierzchni próbki stosuje się naprężenia panujące w pewnej od niej odległości, na tzw. promieniu reprezentatywnym r_k [89]. Różni autorzy podają rozmaite wartości tego promienia, od $0,6r_z$, przez $0,667r_z$ w [95], $0,724r_z$ w [19], $0,75r_z$ w [107], do $0,765r_z$. Promień reprezentatywny jest wyznaczany na podstawie różnych założeń. W pracy [19] wyznaczono go zgodnie z założeniem, że na promieniu reprezentatywnym naprężenie styczne materiału rzeczywistego jest równe naprężeniu materiału idealnie plastycznego niewrażliwego na prędkość odkształcania. W pracy [95] do wyznaczenia promienia reprezentatywnego przyjęto założenie, że pozwala on określić średnie odkształcenie postaciowe w całym przekroju poprzecznym skręcanej próbki. Średnie odkształcenie postaciowe wyraża się wzorem

$$\gamma_{sr} = \frac{1}{\pi r_z^2} \int_0^{r_z} \frac{r \omega_p}{L} 2\pi r dr = \frac{2}{3} \frac{r_z \omega_p}{L}. \quad (1.52)$$

Ponieważ plastyczne odkształcenie postaciowe na powierzchni próbki można wyznaczyć ze wzoru (1.39), nietrudno więc zauważyć, iż zależność (1.52) określa promień efektywny równy $2/3r_z$. Kompromisowo można przyjąć promień reprezentatywny wynoszący $0,75r_z$.

W rozważaniach dotyczących wyznaczania promienia reprezentatywnego nie uwzględniono faktu, że w przypadku występowania osłabienia materiału wartość tego promienia radykalnie się zmienia. Wówczas w każdym przebiegu stycznego naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia postaciowego należałoby określać indywidualnie promień reprezentatywny zgodnie z określoną zasadą.

Podstawową wadą badań z użyciem plastometru skręcającego jest niejednorodny rozkład odkształcenia, prędkości odkształcania i naprężeń w poprzecznym przekroju próbki. W przypadku odkształcania próbek w podwyższonej temperaturze może dojść do takiej sytuacji, kiedy w warstwach zewnętrznych, w których odkształcenie jest największe, występuje osłabienie, a w warstwach bliższych osi próbki, w których odkształcenia są mniejsze, materiał nadal się jeszcze umacnia (rys. 1.14). Wówczas o wartości momentu skręcającego w istotnym stopniu decydują naprężenia pochodzące od warstw wewnętrznych. Stosowanie w takim przypadku metody wyznaczania



stycznego naprężenia uplastyczniającego ze wzoru (1.46) oraz plastycznego odkształcenia postaciowego z zależności (1.39) może prowadzić do otrzymania błędnych wyników. Często błąd ten jest powiększany przez pomijanie współczynników m i n jako mało istotnych wielkości [58].

Rys. 1.14. Rozkład naprężenia wzdłuż promienia w próbce, w której występuje osłabienie w warstwach zewnętrznych

Obecnie są prowadzone badania nad nowymi metodami wyznaczania krzywych umocnienia w próbie skręcenia [58]. Autor zaproponował nową metodę wyznaczania stycznego naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania, uwzględniającą umocnienie i osłabienie materiału zachodzące podczas jego odkształcania. Metoda ta wymaga wstępnego przyjęcia funkcji na naprężenia styczne, uwzględniającej możliwość wystąpienia osłabienia materiału. Sposób postępowania przedstawiono dla dwóch wybranych równań

$$\tau_p = C'_1 \gamma_p^{n'_1} - C'_2 \gamma_p^{m'_2}, \quad (1.53)$$

$$\tau_p = C'_1 \gamma_p^{n'_1} \dot{\gamma}_p^{m'_1} - C'_2 \exp(m'_2 \gamma_p), \quad (1.54)$$

w których: $C'_1, C'_2, n'_1, n'_2, m'_2$ – stałe materiałowe.

Człon pierwszy w tych równaniach określa wpływ umocnienia odkształceniowego na naprężenia styczne badanego materiału, człon drugi natomiast określa wpływ osłabienia materiału. Różnica obu członów określa aktualny poziom uplastyczniającego naprężenia stycznego. Funkcje te są na tyle uniwersalne, że w zależności od odkształcenia mogą określać umocnienie lub osłabienie materiału, co jest tak bardzo istotne w próbie skręcania.

Po podstawieniu w równaniu (1.42) w miejsce $\tau_p(r)$ zależności (1.53) lub (1.54) oraz jego scałkowaniu otrzymuje się wzory na moment skręcający próbki w następującej postaci:

➤ dla równania (1.53)

$$M_s = \frac{C'_1 2\pi r^3}{n'_1 + 3} \gamma_p^{n'_1} - \frac{C'_2 2\pi r^3}{m'_2 + 3} \gamma_p^{m'_2}, \quad (1.55)$$

➤ dla równania (1.54)

$$M_s = \frac{C'_1 2\pi r^3}{n'_1 + m'_1 + 3} \gamma_p^{n'_1} \dot{\gamma}_p^{m'_1} - C'_2 2\pi r^3 \exp(\gamma_p m'_2) \left(\frac{1}{\gamma_p m'_2} - \frac{2}{(\gamma_p m'_2)^2} + \frac{2}{(\gamma_p m'_2)^3} \right). \quad (1.56)$$

Stałe materiałowe występujące w równaniach (1.55) lub (1.56) wyznacza się metodą regresji nieliniowej na podstawie eksperymentalnych przebiegów momentu skręcającego próbki. W tym celu można korzystać np. z programu *Statistica*. Następnie otrzymane wartości stałych materiałowych podstawia się do równań (1.53) lub (1.54), po uwzględnieniu zależności (1.47) otrzymuje się matematyczne modele opisujące poprawnie naprężenie uplastyczniające. Wyniki badań wykazały, że metodą tą można dokładniej wyznaczyć krzywe umocnienia niż metodą tradycyjną, gdyż uwzględnia się w niej rzeczywistą zmianę naprężenia wzdłuż promienia próbki. Metoda ta jest jednak czasochłonna, ze względu na długi czas obliczeń regresji, zależny od wielu parametrów: wartości startowych wyznaczanych parametrów, zastosowanej metody regresji itp.

1.3.4. NAJCZĘSTSZE PRZYCZYNY BŁĘDÓW W PRÓBACH PLASTOMETRYCZNYCH

Na dokładność wyznaczenia krzywych umocnienia w próbach plastometrycznych, oprócz czynników opisanych w poprzednich rozdziałach, takich jak: szybka lokalizacja odkształcenia w próbie rozciągania, tarcie w próbie spęczania, nierównomierność odkształceń i prędkości odkształcania na promieniu próbki w próbie skręcania, mogą mieć wpływ także inne parametry związane z temperaturą, prędkością odkształcania, anizotropią materiału, historią odkształcania.

Jednym z najważniejszych parametrów, który może zakłócać badania plastometryczne, jest zamiana pracy odkształcenia plastycznego na ciepło, która powoduje wzrost rzeczywistej temperatury odkształcanej próbki. Temperatura ta zmienia się

wraz z naprężeniem uplastyczniającym, odkształceniem i prędkością odkształcania, a także zależy od właściwości fizycznych skręcanego materiału, takich jak przewodność i pojemność cieplna. Dlatego ważnym problemem, utrudniającym bezpośrednie zastosowanie badań plastometrycznych, jest poprawne określenie przyrostu temperatury dla większych prędkości odkształcania. Poza tym pole temperatury wewnątrz odkształcanego plastycznie ośrodka jest zwykle nierównomierne i stosowanie uśrednionej temperatury w obliczeniach właściwości materiału może prowadzić do znacznych błędów. Nierównomierność temperatury wynika nie tylko z różnej prędkości generowania ciepła w poszczególnych obszarach odkształcanego ośrodka, ale także z różnych warunków brzegowych, obejmujących przewodzenie ciepła do zwykle chłodniejszych narzędzi, a także promieniowanie oraz konwekcję ciepła na powierzchniach swobodnych. Izotermiczną zależność pomiędzy naprężeniem a odkształceniem można otrzymać, gdy stosuje się małą prędkość odkształcania, przerwy w odkształcaniu lub chłodzi próbkę. Można także dokonać korekty zmiany temperatury, jeśli jej zmiany rejestruje się w sposób ciągły i zna się wpływ temperatury na naprężenie uplastyczniające ustalone w innym eksperymencie.

Anizotropia materiału istniejąca przed odkształceniem, jak i tworząca się podczas odkształcania, może spowodować dodatkowe błędy, gdy główne kierunki odkształceń i naprężeń w materiale próbki nie są wzajemnie zgodne.

Należy także podkreślić, że przedstawione rozważania odnoszą się do jednorodnego płynięcia plastycznego materiału i nie uwzględniają niejednorodności odkształceń próbki, które są czasami obserwowane [147]. Nierównomierność odkształcenia zależy przede wszystkim od temperatury, czułości na prędkość odkształcania, umocnienia odkształceniowego, poziomu naprężenia, przewodności i pojemności cieplnej materiału próbki. Jest ona przy tym zwiększana w wyniku wzajemnego oddziaływania następujących zjawisk [68, 113, 116]:

- wzrostu prędkości odkształcania spowodowanej lokalizacją odkształceń,
- zmiany mocy odkształcenia plastycznego w obszarze lokalizacji spowodowanej wzrostem prędkości odkształcania,
- zmiany temperatury w strefie lokalizacji odkształcenia spowodowanej zmianą mocy odkształcenia plastycznego.

Gdy próbka odkształca się przede wszystkim w obszarze lokalizacji odkształceń, parametry charakteryzujące tę strefę decydują o wartości naprężenia uplastyczniającego, a także o odkształceniu.

1.3.5. METODYKA WYZNACZANIA KRZYWEJ UMOCNIENIA

Wyznaczenie krzywej umocnienia w próbach plastometrycznych obejmuje:

- poznanie zjawisk wywołujących umocnienie i osłabienie materiałów,
- doświadczalne wyznaczenie krzywej umocnienia wybranego materiału różnymi metodami plastometrycznymi,

- porównanie uzyskanych krzywych umocnienia z różnych metod plastometrycznych,
- ustalenie modelu matematycznego poprawnie opisującego wyznaczoną krzywą umocnienia oraz wyznaczenie współczynników występujących w tym modelu,
- analizę poprawności opracowanego modelu matematycznego krzywej umocnienia.

1.4. CYKLICZNE BADANIA PLASTOMETRYCZNE

Materiały metaliczne stosowane w technice i przemyśle poddawane są różnorodnym sposobom kształtowania plastycznego, które mają na celu nie tylko nadanie wyrobom żądanego kształtu, ale także z góry określonych właściwości użytkowych. Właściwe sterowanie parametrami w danym procesie nie zawsze jest jednak możliwe, wymaga to bowiem posiadania informacji o wpływie różnorodnych czynników na mechanizm deformacji plastycznej, na strukturę i zjawiska zachodzące podczas odkształcania oraz na właściwości formowanego wyrobu. Rozwój konkurencyjności przedsiębiorstw w ostatnich latach zmusza również do poszukiwania technologii coraz bardziej energooszczędnych [100, 126].

Badania zmierzające do opracowania energooszczędnych procesów kształtowania plastycznego szczególnie intensywnie rozwijane są w kraju w kilku liczących się ośrodkach naukowych [55, 73, 102, 129]. U podstaw tych badań leżą obserwacje wskazujące na możliwości znacznego obniżenia naprężenia uplastyczniającego przez zmianę drogi odkształcania [165].

W przypadku tłoczenia blach wpływ drogi odkształcania na odkształcenie graniczne, określane z warunku utraty stateczności, jest znany od dość dawna.

W przypadku plastycznej obróbki objętościowej problem drogi odkształcania jest znacznie bardziej złożony, istnieją bowiem dużo większe możliwości sterowania zachowaniem się materiałów przez zmianę drogi odkształcania.

Sprawą otwartą pozostaje interpretacja wpływu drogi odkształcania, czy analiza powinna dotyczyć energii odkształcania bez uwzględnienia zmiany kształtu wyrobu czy z uwzględnieniem jego kształtu, czy też tylko zmiany poziomu naprężenia uplastyczniającego czy również odkształceń granicznych. W każdym z tych przypadków ocena wpływu drogi odkształcania może się znacznie różnić.

W rozdziale tym przedstawiono głównie analizę wpływu złożonych dróg odkształcania, uzyskiwanych w procesie małocyklowego odkształcania, na energie odkształcania, naprężenie uplastyczniające i odkształcenia graniczne materiałów o różnych charakterystykach naprężenie–odkształcenie.

Termin **odkształcanie małocyklowe** jest tu stosowany do określenia procesu odkształcania, w którym zachodzą duże odkształcenia plastyczne w poszczególnych cyklach, pęknięcie materiału może nastąpić już po kilku cyklach odkształcania. Proces odkształcania małocyklowego należy wyraźnie odróżniać od procesu odkształcania

niskocyklowego, w którym materiał ulega pęknięciu dopiero po osiągnięciu co najmniej 10^4 cykli.

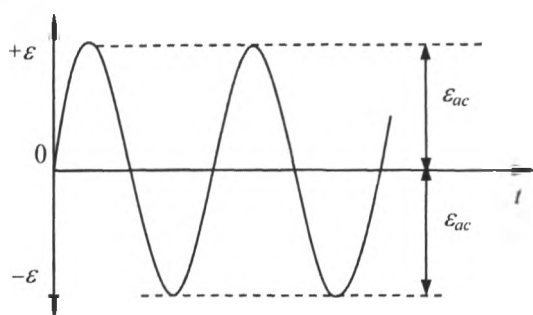
Coraz częściej w nowoczesnych procesach kształtowania plastycznego, takich jak np. procesy kucia przy zastosowaniu kowarek, kształtowanie rotacyjne, walcowanie i walcowanie okresowe, stosuje się małowykłowe odkształcanie, dlatego wydaje się celowe:

- poznanie różnych rodzajów małowykłowego odkształcania,
- poznanie wpływu małowykłowego odkształcania na zachowanie się materiałów,
- porównanie efektywności różnych procesów małowykłowego odkształcania,
- porównanie odkształcalności określanej całkowitym odkształceniem plastycznym w różnych procesach małowykłowego odkształcania.

Najczęściej wyróżnia się następujące rodzaje procesów:

Małowykłowe odkształcanie symetryczne

Przebieg odkształcania symetrycznego w czasie przedstawiono na rysunku 1.15.

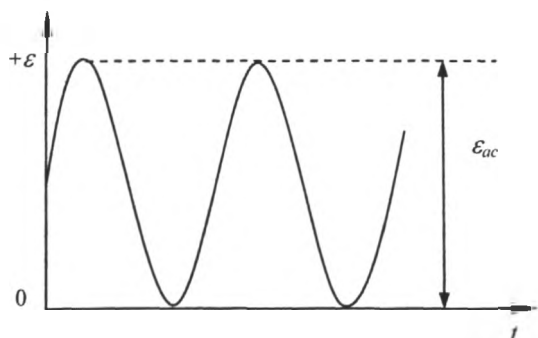


Takiemu procesowi odkształcania odpowiadają różne pętle histerezy w zależności od postaci zależności naprężenia od odkształcenia (omówiono je w p. 1.4.2).

Rys. 1.15. Przebieg odkształceń w funkcji czasu małowykłowego odkształcania symetrycznego

Małowykłowe odkształcanie jednostronne

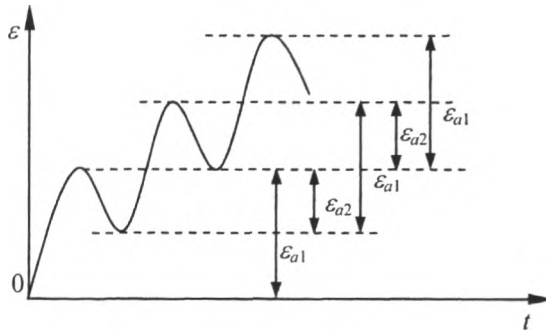
Przebieg w czasie małowykłowego odkształcania jednostronnego przedstawiono na rysunku 1.16. Takiemu procesowi odkształcania odpowiadają również różne pętle histerezy w zależności od postaci zależności naprężenia od odkształcenia (omówiono je w p. 1.4.3).



Rys. 1.16. Przebieg odkształceń w czasie małowykłowego odkształcania jednostronnego

Małocyklowe odkształcanie kroczące

Niesymetryczny przebieg odkształceń w czasie małocyklowego odkształcania, w którym odkształcenie w jednym kierunku, zwanym podstawowym, jest większe od odkształcenia w kierunku przeciwnym, nazwano odkształcaniem kroczącym (rys. 1.17). Takiemu procesowi odkształcania odpowiadają różne pętle histerezy w zależności od postaci zależności naprężenia od odkształcenia. Przedstawiono je w p. 1.4.4.



Rys. 1.17. Przebieg odkształceń w funkcji czasu małocyklowego odkształcania kroczącego o asymetrii cyklu równym 2

Małocyklowe odkształcenia kroczące określa się stopniem asymetrii cyklu odkształcenia S_c , wyrażonym stosunkiem

$$S_c = \frac{\varepsilon_{a1}}{\varepsilon_{a2}}. \quad (1.57)$$

W przypadku stopnia asymetrii cyklu odkształcenia wynoszącego 2 odkształcenie średnie w cyklu wyraża się wzorem

$$\varepsilon_{sr} = (\varepsilon_{a1} + \varepsilon_{a2}) = (\varepsilon_{a1} + 0,5\varepsilon_{a1}) = \frac{3}{2}\varepsilon_{a1}. \quad (1.58)$$

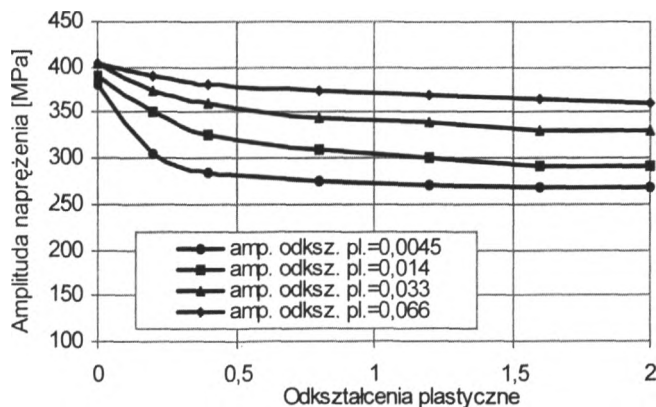
1.4.1. SPOSOBY OPISU ODKSZTAŁCANIA NISKOCYKLOWEGO

Przed przystąpieniem do szczegółowego omawiania odkształcania małocyklowego przedstawiono sposoby opisu odkształcania niskocyklowego.

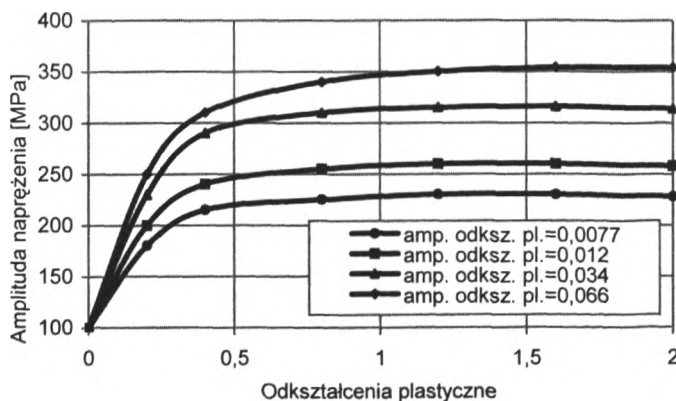
Kształty pętli histerezy w materiałach ulegających podczas odkształcania niskocyklowego osłabieniu lub wzmocnieniu zmieniają się zwykle do określonej liczby cykli. Moment ustalenia kształtu pętli określa się jako stan nasycenia. Naprężenie odpowiadające temu stanowi określa się jako naprężenie nasycenia σ_{an} , a odkształcenie – odkształceniem nasycenia ε_{an} pętli histerezy.

Pole powierzchni objętej pętlą histerezy jest proporcjonalne do energii odkształcenia w czasie jednego cyklu obciążenia, co oznacza, że całkowitą energię wyznacza się z sumy pól wszystkich pętli histerezy. W przypadku odkształcania niskocyklowego, gdy liczba cykli jest bardzo duża, dla uproszczenia przyjmuje się, że energię można obliczyć przez pomnożenie pola pętli histerezy w stanie nasycenia przez liczbę cykli odpowiadającą określonemu sumarycznemu odkształceniu. W ten sposób pomija się zmiany powierzchni pętli zachodzące podczas początkowego osłabienia lub umocnienia. Postępowanie takie w przypadku odkształcania małowycikowego, w którym występuje mała liczba cykli, powoduje dość duże błędy. W procesach małowycikowego odkształcania sumuje się więc pola wszystkich pętli histerezy, co omówiono w następnych podrozdziałach.

Osłabienie oraz wzmocnienie w procesach odkształcania niskocyklowego można przedstawić w funkcji, zsumowanych w kolejnych cyklach odkształceń plastycznych, odkształceń całkowitych lub liczby cykli (rys. 1.18 i 1.19).



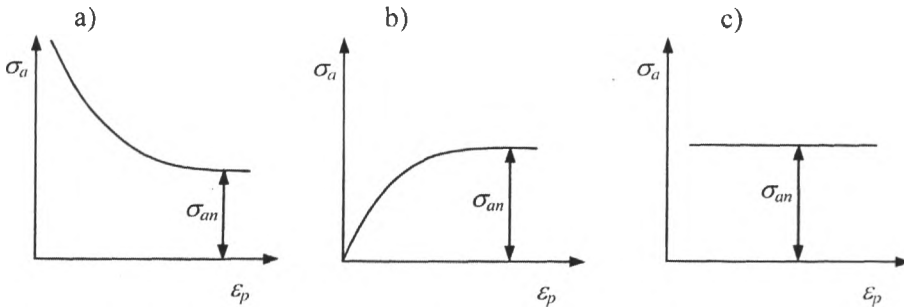
Rys. 1.18. Niskocyklowe osłabienie miedzi wstępnie odkształconej na zimno [97]



Rys. 1.19. Niskocyklowe wzmocnienie miedzi wyżarzzonej [97]

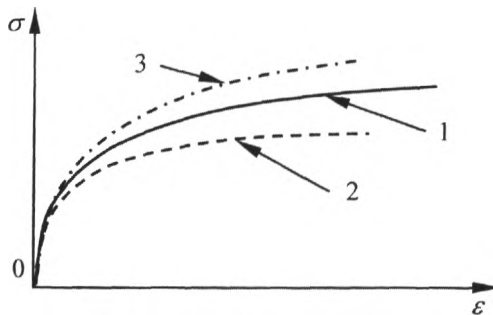
Odształcenie plastyczne lub całkowite, zsumowane w kolejnych cyklach dla ustalonej pętli histerezy, otrzymuje się przez pomnożenie odpowiedniego odkształcenia każdego cyklu przez liczbę cykli.

Jeżeli przy stałej całkowitej amplitudzie odkształcenia ε_{ac} lub stałej amplitudzie odkształcenia plastycznego ε_{ap} naprężenie zmniejsza się aż do nasycenia, wskazuje to na osłabienie (rys. 1.20a), gdy rośnie – oznacza to umocnienie (rys. 1.20b), gdy natomiast jest ono stałe – oznacza to stabilność materiału (rys. 1.20c).



Rys. 1.20. Zachowanie się materiałów przy $\varepsilon_a = \text{const}$ wskazujące na osłabienie (a), umocnienie (b) i stabilność (c) [98]

Z zależności od zachowania się materiałów przy różnych, ale stałych w określonym cyklu wartościach ε_{ap} , jak to pokazano na rysunkach 1.18 i 1.19, można wyznaczyć wartości naprężenia nasycenia σ_{an} . Wartości te można uzależnić od $\Sigma \varepsilon_{ap}$, aby otrzymać tzw. wykresy cyklicznego odkształcania. Na rysunku 1.21 wykresy cyklicznego odkształcania porównano z krzywą umocnienia określoną w próbie jednoosiowego rozciągania.



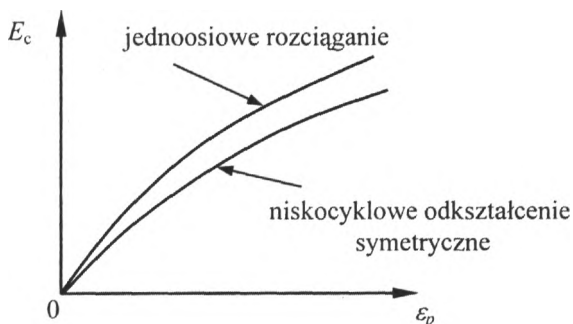
Rys. 1.21. Wykresy cyklicznego odkształcania odniesione do umocnienia statycznego:
1 – krzywa umocnienia z próby jednoosiowego rozciągania, 2 – krzywa niskocyklowego osłabienia,
3 – krzywa niskocyklowego umocnienia [98]

Wzajemne położenie krzywych 1, 2 i 3 wskazuje na charakter zmian właściwości materiału wywołanych niskocyklowym odkształcaniem. Krzywa 2 niskocyklowego odkształcania, położona poniżej krzywej umocnienia statycznego 1, wskazuje na osłabienie, krzywa 3 natomiast, położona powyżej krzywej 1, wskazuje na cykliczne umocnienie. Krzywe takie mogą mieć bardziej złożony charakter, mogą się np. przecinać.

Zachowanie się materiałów podczas niskocyklowego odkształcania może być zróżnicowane. Zależy ono od stanu materiału określonego operacjami technologicznymi i od historii odkształcania, określonej w dużej mierze drogą odkształcania. Ten sam materiał będący w różnym stanie może ulegać osłabieniu, umocnieniu lub być stabilny.

Zależności przedstawione na rysunku 1.21 pozwalają porównać przebieg naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia plastycznego podczas próby jednoosiowego rozciągania (krzywa 1) z przebiegami naprężenia nasycenia w funkcji sumy amplitud plastycznych odkształceń cyklicznych. Postępując podobnie, można porównywać przebiegi małosyklowego odkształcania o różnych kształtach pętli histerezy, związanej z różnymi modelami materiału z przebiegami naprężenia uplastyczniającego w różnych prostych próbach odkształcania, nie tylko rozciągania, takich jak: próby skręcania, ściskania, kanalikowa i in.

Jeśli zna się całkowitą wartość energii właściwej niskocyklowego odkształcenia sprężystego i plastycznego E_c oraz odkształcenia plastycznego pochodzącego z kolejnych cykli, można sporządzić zależność przedstawioną na rysunku 1.22, na podstawie której można wnioskować o efektywności określonego procesu niskocyklowego odkształcania względem innych sposobów odkształcania – w tym przypadku jednoosiowego rozciągania.



Rys. 1.22. Przykładowy przebieg zależności całkowitej energii odkształcenia w funkcji odkształcenia plastycznego

Niskocyklowe odkształcanie można przedstawiać za pomocą różnych zależności, np. pomiędzy – z jednej strony – całkowitą energią właściwą, właściwą energią plastyczną, naprężeniem uplastyczniającym, całkowitym odkształceniem granicznym, plastycznym odkształceniem granicznym, a z drugiej strony – odkształceniem całkowitym, odkształceniem plastycznym, różnymi warunkami odkształcania, obejmują-

cymi odkształcanie symetryczne, jednostronne, kroczące, temperaturę, amplitudy, prędkość odkształcania itp. Podobne zależności mogą być stosowane do odkształcania małowykłowego.

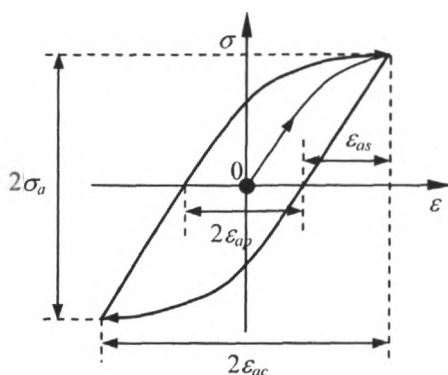
W większości analiz dotyczących monotonicznych procesów odkształcania plastycznego można uwzględnić fakt, że odkształcenia sprężyste są pomijalnie małe w stosunku do odkształceń plastycznych. W procesach odkształcania cyklicznego w każdym cyklu występują natomiast odkształcenia sprężyste, których suma w całym procesie odkształcania może być znaczna i w związku z tym nie można ich pominąć w analizach takich procesów odkształcania.

1.4.2. MAŁOCYKLOWE PLASTYCZNO-SPRĘŻYSTE ODKSZTAŁCANIE SYMETRYCZNE

W niniejszym podrozdziale omówiono małowykłowe odkształcanie symetryczne, a zwłaszcza sposoby interpretacji pętli histerezy uzyskanych tym sposobem odkształcania oraz metody wyznaczania energii dla przyjętych różnych modeli materiału.

1.4.2.1. ANALIZA WPŁYWU MAŁOCYKLOWEGO ODKSZTAŁCANIA SYMETRYCZNEGO NA ZACHOWANIE SIĘ MATERIAŁÓW

Plastyczno-sprężyste odkształcenia małowykłowe powodują powstanie pętli histerezy w każdym cyklu obciążeniowym (rys. 1.23). Pole objęte pętlą jest miarą energii doprowadzonej do materiału podczas cyklu obciążenia. Zmiana charakterystycznych rozmiarów pętli umożliwia opis zmian właściwości i struktury materiału.



Rys. 1.23. Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym bez uwzględnienia efektu Bauschingera:

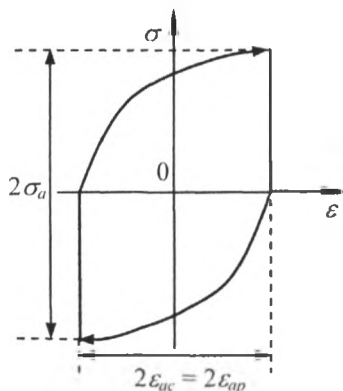
ϵ_{uc} – amplituda odkształcenia całkowitego,

ϵ_{ap} – amplituda odkształcenia plastycznego,

ϵ_{as} – amplituda odkształcenia sprężystego, przy czym $\epsilon_{uc} = \epsilon_{ap} + \epsilon_{as}$,

σ_a – amplituda naprężenia

W procesach kształtowania plastycznego często przyjmuje się, że odkształcenia sprężyste są, w porównaniu z odkształceniami plastycznymi, tak małe, że można je pominąć, w takim przypadku pętla histerezy przyjmuje kształt pokazany na rysunku 1.24.



Rys. 1.24. Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym z pominięciem odkształceń sprężystych bez uwzględnienia efektu Bauschingera

Pętle histerezy uzyskuje się dwiema metodami badań: przy stałej wartości ε_{ac} lub przy stałej wartości σ_a . Naprężenia szczytowe pętli mogą bądź obniżać się sukcesywnie – co określa się małocyklowym osłabieniem, bądź wzrastać – co oznacza małocyklowe wzmocnienie.

Krzywe małocyklowego odkształcania można opisać podobnie jak krzywe umocnienia statycznego, np. równaniem Hollomona [82], na podstawie zależności

$$\sigma_a = C'(\varepsilon_{ac})^{n'}, \quad (1.59)$$

w której:

n' – współczynnik umocnienia,

C' – stała materiałowa.

Pętlę histerezy można przesunąć względem układu współrzędnych naprężenie–odkształcenie. Taką propozycję Morrowa [121] przedstawiono na rysunku 1.25; odpowiada ona nadal symetrycznemu odkształcaniu. Wartości odkształceń i naprężeń przesunięto do początku układu współrzędnych, a do opisu krzywej umocnienia zastosowano równanie Hollomona [82]. W rozważaniach pominięto odkształcenie sprężyste

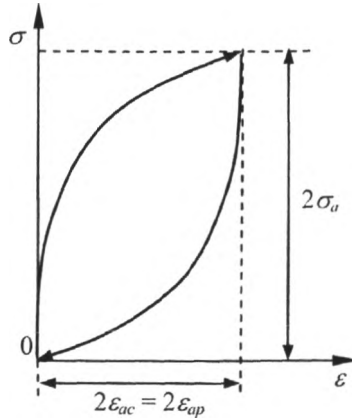
$$\sigma_p = C''\varepsilon_p^{n''}, \quad (1.60)$$

gdzie: C'' i n'' – stałe materiałowe.

Pole pętli histerezy oblicza się następująco:

Dla $\varepsilon_p = 2\varepsilon_{ap}$, $\sigma_p = 2\sigma_a$ stała $C'' = 2\sigma_a / (2\varepsilon_{ap})^{n''}$, po podstawieniu jej do równania (1.60) otrzymuje się

$$\sigma_p = \frac{2\sigma_a \varepsilon_p^{n''}}{(2\varepsilon_{ap})^{n''}}. \quad (1.61)$$



Rys. 1.25. Schemat pętli histerezy według Morrowa [121]

Pole pętli histerezy

$$D = 4\sigma_a \varepsilon_{ap} - 2 \int_0^{2\varepsilon_{ap}} \varepsilon_p d\sigma_p, \quad (1.62)$$

po uwzględnieniu zależności (1.61) i scałkowaniu otrzymuje się

$$D = 4\sigma_a \varepsilon_{ap} \frac{1 - n''}{1 + n''} = \Delta\sigma \Delta\varepsilon \frac{1 - n''}{1 + n''}, \quad (1.63)$$

gdzie:

$$\Delta\sigma_a = 2\sigma_a,$$

$$\Delta\varepsilon_{ap} = 2\varepsilon_{ap}.$$

Wykładnik n'' dla dużych wartości ε_{ap} wynosi najczęściej 0,15, zatem $D \approx 3\sigma_a \varepsilon_{ap}$, w zakresie małych wartości ε_{ap} wykładnik $n'' = 0,3$, co odpowiada $D \approx 2,2\sigma_a \varepsilon_{ap}$. W ten sposób można określić energię doprowadzoną do materiału w czasie jednego cyklu odkształcania, a jeśli zna się liczbę cykli, można obliczyć całkowitą energię dostarczoną do materiału podczas określonego małowykłowego procesu odkształcania.

Rozpatrzmy zachowanie się materiału sprężysto-idealnie plastycznego podczas małocyklowego odkształcania symetrycznego. Taką pętlę histerezy przedstawiono na rysunku 1.26, z którego wynika, że odkształcany materiał w zakresie odkształceń sprężystych osiąga punkt B i następnie tworzy stałą pętlę histerezy $BCDEFHAB$, aż do momentu pęknięcia.

Całkowitą energię właściwą odkształcania materiału sprężysto-idealnie plastycznego w każdym kolejnym cyklu stanowi powierzchnia pola $ABC_{\varepsilon_{ac}}DEFGHA$, którą wyraża się równaniem

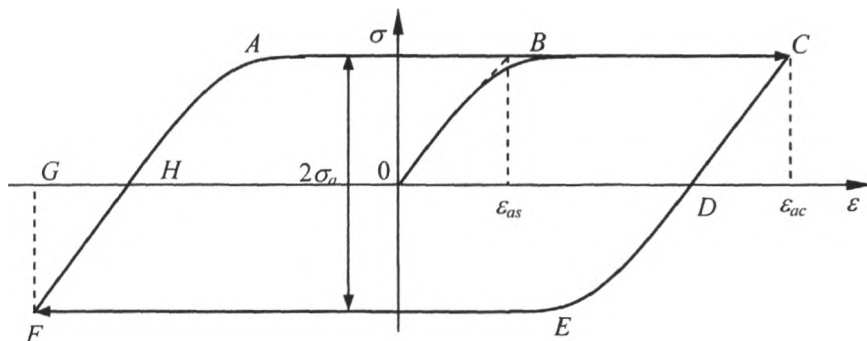
$$E_c = 2\sigma_u(2\varepsilon_{ac} - 1,5\varepsilon_{as}). \quad (1.64)$$

Energię właściwą odkształcania plastycznego materiału sprężysto-idealnie plastycznego w czasie jednego cyklu obciążenia przedstawia powierzchnia pola $BCDEFHAB$, która wynosi

$$E_p = 2\sigma_u(2\varepsilon_{ac} - 2\varepsilon_{as}), \quad (1.65)$$

a odkształcenie plastyczne

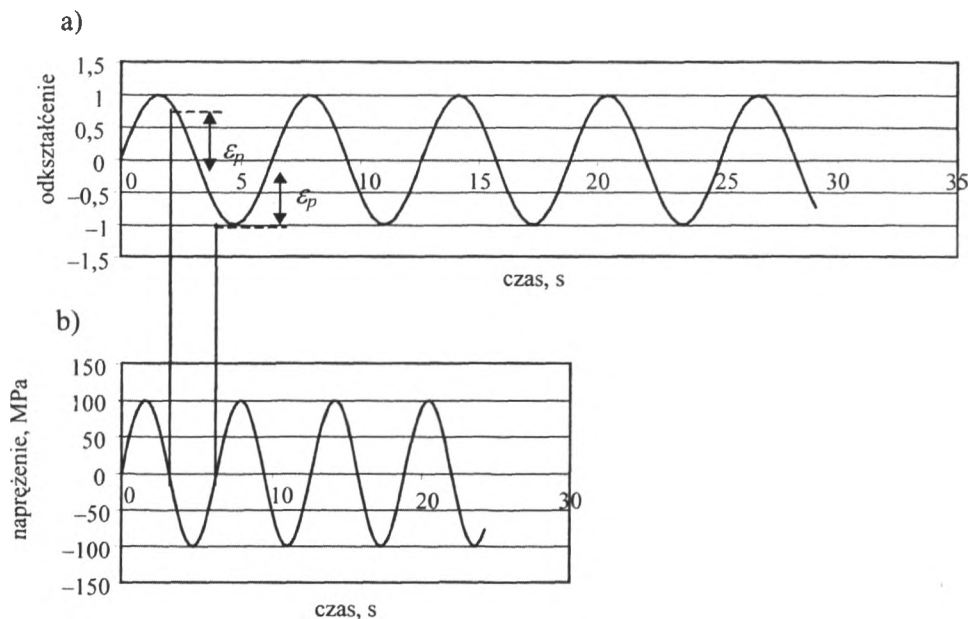
$$\varepsilon_p = 4(\varepsilon_{ac} - \varepsilon_{as}). \quad (1.66)$$



Rys. 1.26. Pętla histerezy materiału sprężysto-idealnie plastycznego podczas małocyklowego odkształcania symetrycznego

Do wyznaczenia całkowitej energii właściwej czy energii właściwej odkształcania plastycznego konieczna jest znajomość odkształceń sprężystych i plastycznych w kolejnych pętlach odkształcania. Można to osiągnąć dzięki sporządzeniu przebiegów odkształcania całkowitego w funkcji czasu oraz niezależnych przebiegów naprężenia także w funkcji tego samego czasu. Przebiegi takie przedstawiono na rysunku 1.27, z którego nietrudno zauważyć, że zerowym wartościom naprężenia odpowiadają skończone wartości odkształceń. W chwili gdy naprężenie wykazuje poziom zerowy, układy napędowy i rejestrujący nie są obciążone, a więc tym samym nie występują

odkształcenia sprężyste zarówno w odkształconej próbce, jak i elementach przenoszących i rejestrujących obciążenie próbki. Oznacza to, że odpowiadające temu momentowi odkształcenia określone (liniami pionowymi) dla zerowych wartości naprężenia wyrażonego w funkcji czasu na rysunku 1.27b określają wartości odkształceń plastycznych. Postępując w ten sposób, można określić odkształcenia plastyczne dla dowolnego cyklu odkształcania.



Rys. 1.27. Zestawione małowykłowe przebiegi: a – odkształcenia i b – naprężenia w funkcji czasu. Strzałkami zaznaczono wartości odkształceń plastycznych w kolejnych połowicznych cyklach

Przedstawiony sposób postępowania można zastosować nie tylko do małowykłowego odkształcania symetrycznego, ale także do innych rodzajów odkształcania.

1.4.2.2. METODYKA BADANIA ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁÓW PODCZAS MAŁOWYKŁOWEGO ODKSZTAŁCANIA SYMETRYCZNEGO

Do małowykłowego odkształcania można stosować próbki przedstawione na rysunku 1.3 oraz plastometr skręcający, pokazany na rysunku 1.1 [49] i szczegółowo opisany w p. 1.2. Badania przy użyciu tego plastometru mogą być prowadzone w szerokim zakresie amplitudy odkształceń, temperaturze od 0 do 1100 °C i prędkości odkształcania od 10^{-3} do 10^2 s^{-1} , co pokrywa się z zakresami tych parametrów stosowanymi w przemysłowych procesach kształtowania plastycznego.

W celu zbadania zachowania się materiałów w procesach małowyczkowego odkształcania należy:

- doświadczać wyznaczyć pętle histerezy dla małowyczkowego odkształcania symetrycznego, przyjmując jeden z modeli materiału podanych w p. 1.1.1 i stosując różne parametry odkształcania, obejmujące np. amplitudę odkształcania, prędkość odkształcania czy temperaturę odkształcania,
- obliczyć odkształcenie plastyczne zachodzące w poszczególnych procesach małowyczkowego odkształcania,
- obliczyć całkowitą energię odkształcania oraz energię odkształcania plastycznego dla uzyskanej pojedynczej pętli histerezy, a następnie dla określonej liczby cykli,
- określić zależności pomiędzy całkowitą energią odkształcania oraz energią odkształcania plastycznego w stosowanych procesach małowyczkowego odkształcania w funkcji odkształcania plastycznego,
- porównać zależności pomiędzy całkowitą energią odkształcania oraz energią odkształcania plastycznego a odkształceniem plastycznym uzyskanym w różnych warunkach odkształcania,
- porównać krzywą naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne uzyskaną w warunkach małowyczkowego odkształcania symetrycznego z krzywą naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne uzyskaną w próbie skręcania lub rozciągania,
- określić zastępcze odkształcenie graniczne materiału dla drogi odkształcania otrzymanej w procesie małowyczkowego odkształcania symetrycznego i porównać je z odkształceniami granicznymi dla prostej drogi odkształcania.

1.4.3. MAŁOWYCKOWE PLASTYCZNO-SPRĘŻYSTE ODKSZTAŁCANIE JEDNOSTRONNE

W niniejszym podrozdziale, jako kontynuację analizy różnych sposobów odkształcania małowyczkowego, przedstawiono małowyczkowe odkształcanie jednostronne.

1.4.3.1. ANALIZA WPŁYWU MAŁOWYCKOWEGO ODKSZTAŁCANIA JEDNOSTRONNEGO NA ZACHOWANIE SIĘ MATERIAŁÓW

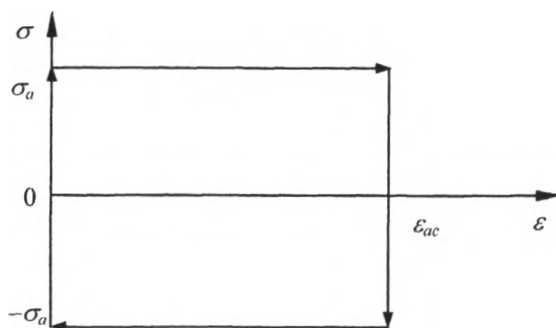
Pętlę histerezy materiału sztywno-idealnie plastycznego podczas małowyczkowego odkształcania jednostronnego przedstawiono na rysunku 1.28, z którego wynika, że materiał odkształca się według stałej pętli histerezy aż do momentu pęknięcia.

Całkowita energia właściwa odkształcania materiału sztywno-idealnie plastycznego w czasie jednego cyklu obciążenia jest równa energii właściwej odkształcania plastycznego

$$E_c = E_p = 2\sigma_{ap}\varepsilon_{ac}, \quad (1.67)$$

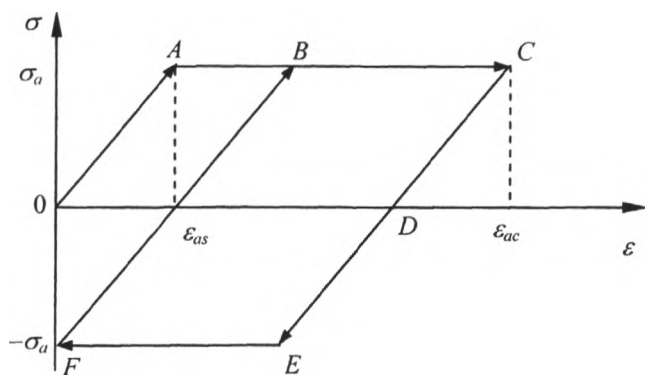
a odkształcenie plastyczne

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{ac}. \quad (1.68)$$



Rys. 1.28. Pętla histerezy materiału sztywno-idealnie plastycznego podczas małosygnalowego odkształcania jednostronnego

Pętlę histerezy materiału sprężysto-idealnie plastycznego podczas małosygnalowego jednostronnego odkształcania przedstawiono na rysunku 1.29, z którego wynika, że materiał odkształca się od punktu 0 i – poza pierwszym cyklem o powierzchni większej od pozostałych o powierzchnię rombu $0AB\epsilon_{as}0$ – w kolejnych cyklach tworzy stałą pętlę histerezy $BCDEFB$ aż do momentu pęknięcia.



Rys. 1.29. Pętla histerezy materiału sprężysto-idealnie plastycznego podczas małosygnalowego jednostronnego odkształcania

Całkowitą energią właściwą odkształcenia materiału sprężysto-idealnie plastycznego w pierwszym cyklu wyraża powierzchnia pola $0ABC\epsilon_{ac}DEF0$, którą można określić równaniem

$$E_c = 2\sigma_{ap}(\epsilon_{ac} - \epsilon_{as}). \quad (1.69)$$

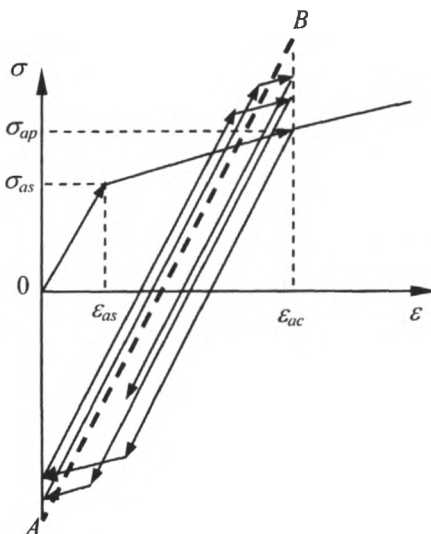
Energię właściwą odkształcenia plastycznego materiału sprężysto-idealnie plastycznego w pierwszym cyklu obciążenia wyraża natomiast powierzchnia pola $0ABCDEF\varepsilon_{ac}0$, którą można opisać równaniem

$$E_p = 2\sigma_{ap}\left(\varepsilon_{ac} - \frac{3}{2}\varepsilon_{as}\right), \quad (1.70)$$

a odkształcenie plastyczne

$$\varepsilon_p = 2\left(\varepsilon_{ac} - \frac{3}{2}\varepsilon_{as}\right). \quad (1.71)$$

Pętlę histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ podczas małocyklowego odkształcania jednostronnego przy stałej amplitudzie odkształcenia całkowitego przedstawiono na rysunku 1.30. Materiał taki – poddany małocyklowemu odkształcaniu, w wyniku zachodzącego umocnienia w każdym cyklu odkształcania, charakteryzują otwarte pętle histerezy o coraz większych wartościach naprężenia i coraz mniejszych odkształceniach plastycznych – od pewnego momentu będzie się odkształcał sprężysto wzdłuż linii AB , jeśli wcześniej nie nastąpi jego pęknięcie.



Rys. 1.30. Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem liniowym podczas małocyklowego odkształcania jednostronnego

Całkowitą energię właściwą odkształcenia materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ w czasie pierwszego cyklu obciążenia określa równanie

$$E_c = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{ac})(\varepsilon_{ac} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{ac})^2 + \left[\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right] \left[2a + b\varepsilon_{ac} + 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right) \right] \right\}. \quad (1.72)$$

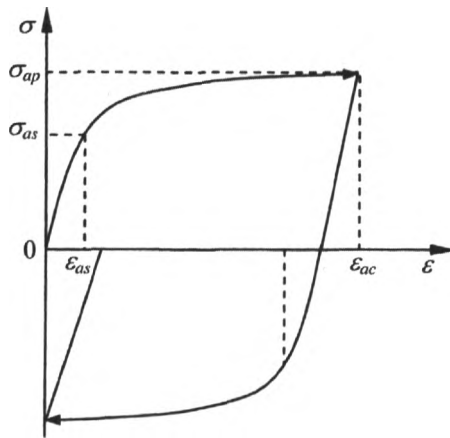
Energia właściwa odkształcenia plastycznego tego samego materiału w czasie pierwszego cyklu obciążenia

$$E_p = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{ac})(\varepsilon_{ac} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \left[\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right] \times \right. \\ \left. \times \left[2a + b\varepsilon_{ac} + 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right) \right] - \frac{1}{E} \left[a + 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right) \right]^2 \right\}, \quad (1.73)$$

a odkształcenie plastyczne w pierwszym cyklu odkształcania

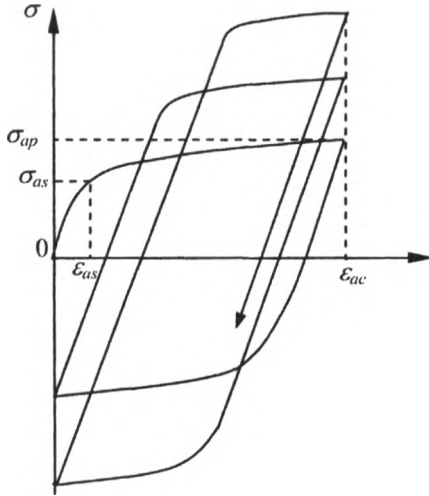
$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) - \frac{1}{E} \left\{ a + 2b \left[\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{ac}) \right] \right\}. \quad (1.74)$$

Pojedynczą pętlę histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym, opisaną zależnością pomiędzy naprężeniem a odkształceniem w postaci $\sigma = C\varepsilon^n$, podczas niskocyklowego odkształcania jednostronnego przy stałej amplitudzie odkształcenia całkowitego przedstawiono na rysunku 1.31, a na rysunku 1.32 – kilka kolejnych pętli tego procesu odkształcania.



Rys. 1.31. Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małowykłowego odkształcania jednostronnego

Materiał taki, poddany małowycłkowemu odkształcaniu w wyniku zachodzącego umocnienia w każdym cyklu odkształcania, charakteryzuje się otwartymi pętłami histerezy o coraz większych wartościach naprężenia i coraz mniejszych odkształceniach plastycznych i – jeśli wcześniej nie nastąpi pęknięcie materiału – będzie się odkształcał sprężyste wzdłuż linii prostej, podobnie jak to pokazano na rysunku 1.30.



Rys. 1.32. Kilka kolejnych pętli histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małowycłkowego odkształcania jednostronnego

Całkowita energia właściwa odkształcenia materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym w czasie pierwszego cyklu obciążenia

$$E_v = \frac{C}{n+1} \left(2\varepsilon_{ac} - \frac{2C\varepsilon_{ac}^n}{E} \right)^{n+1} + \frac{(C\varepsilon_{ac}^n)^2}{2E}. \quad (1.75)$$

Energia właściwa odkształcenia plastycznego materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym w czasie pierwszego cyklu obciążenia

$$E_p = \frac{C}{n+1} \left(2\varepsilon_{ac} - \frac{2C\varepsilon_{ac}^n}{E} \right)^{n+1} - \frac{C^2 \left(2\varepsilon_{ac} - \frac{2C\varepsilon_{ac}^n}{E} \right)^{2n}}{2E}, \quad (1.76)$$

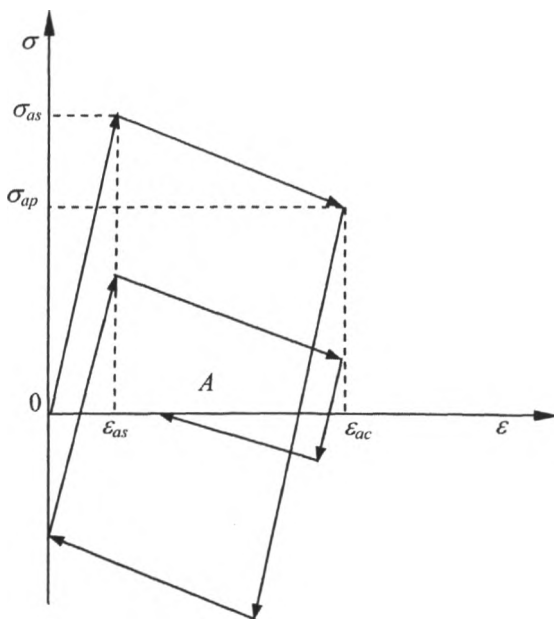
a odkształcenie plastyczne w pierwszym cyklu

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{ac} - \frac{2C\varepsilon_{ac}^n}{E} - \frac{2C \left(\varepsilon_{ac} - \frac{C\varepsilon_{ac}^n}{E} \right)^n}{E}. \quad (1.77)$$

Na rysunku 1.33 pokazano natomiast pętle histerezy materiału sprężysto-plastycznego z osłabieniem liniowym $\sigma = a - b\varepsilon$ podczas małowykłowego odkształcania jednostronnego.

Materiał taki, poddany małowykłowemu odkształcaniu w wyniku zachodzącego osłabienia w każdym cyklu odkształcania, charakteryzują otwarte pętle histerezy o coraz mniejszych wartościach naprężenia i coraz większych odkształceniach plastycznych – w efekcie teoretyczne naprężenie konieczne do odkształcania materiału może osiągnąć poziom zerowy w punkcie *A*.

Całkowita energia właściwa odkształcania materiału sprężysto-plastycznego z osłabieniem liniowym w czasie pierwszego cyklu obciążenia



Rys. 1.33. Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z osłabieniem liniowym $\sigma = a - b\varepsilon$ podczas małowykłowego odkształcania jednostronnego

$$E_c = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a - b\varepsilon_{ac})(\varepsilon_{ac} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{ac})^2 + \left[\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right] \left[2a - b\varepsilon_{ac} - 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right) \right] \right\}. \quad (1.78)$$

Energia właściwa odkształcania plastycznego tego samego materiału w czasie pierwszego cyklu obciążenia

$$E_p = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a - b\varepsilon_{ac})(\varepsilon_{ac} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \left[\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right] \times \left[2a - b\varepsilon_{ac} - 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right) - \frac{1}{E} \left[a - 2b \left(\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right) \right]^2 \right] \right\}, \quad (1.79)$$

a odkształcenie plastyczne w pierwszym cyklu

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{ac} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) - \frac{1}{E} \left\{ a - 2b \left[\varepsilon_{ac} - \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{ac}) \right] \right\}. \quad (1.80)$$

Jeżeli będziemy rozpatrywać zachowanie się materiału charakteryzującego się zależnością pomiędzy naprężeniem a odkształceniem typu nasyceniowego, opisaną np. równaniem nasyceniowym Voce [157, 158]

$$\sigma = \sigma_{pn} - (\sigma_{pn} - \sigma_{p0}) \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right), \quad (1.81)$$

w którym:

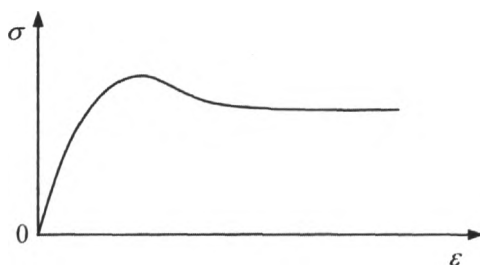
σ_{pn} – naprężenie nasycenia,

σ_{p0} – granica plastyczności lub stała materiałowa,

ε_r – odkształcenie charakterystyczne,

to początkowo materiał podczas małocyklowego odkształcania, do momentu uzyskania naprężenia nasycenia, będzie zachowywał się tak, jak materiał sprężysto-plastyczny z umocnieniem krzywoliniowym (rys. 1.31), podczas dalszego odkształcania cyklicznego jego pętla histerezy ustali się na określonym poziomie, tak jak dla materiału sztywno-idealnie plastycznego (rys. 1.28).

Materiał charakteryzujący się krzywą naprężenie–odkształcenie pokazaną na rysunku 1.34 początkowo – do momentu uzyskania naprężenia nasycenia – zachowuje się jak materiał sprężysto-plastyczny z umocnieniem krzywoliniowym (rys. 1.31), podczas dalszego odkształcania małocyklowego jego pętla histerezy ustala się na krótki okres, przyjmując kształt jak dla materiału sztywno-idealnie plastycznego (rys. 1.28), a następnie zmienia się na pętlę histerezy typową dla materiału z osłabieniem, niekoniecznie liniowym (rys. 1.33). Ostatecznie naprężenie ustala się na stałym poziomie, czemu odpowiada pętla histerezy materiału sztywno-idealnie plastycznego (rys. 1.28).



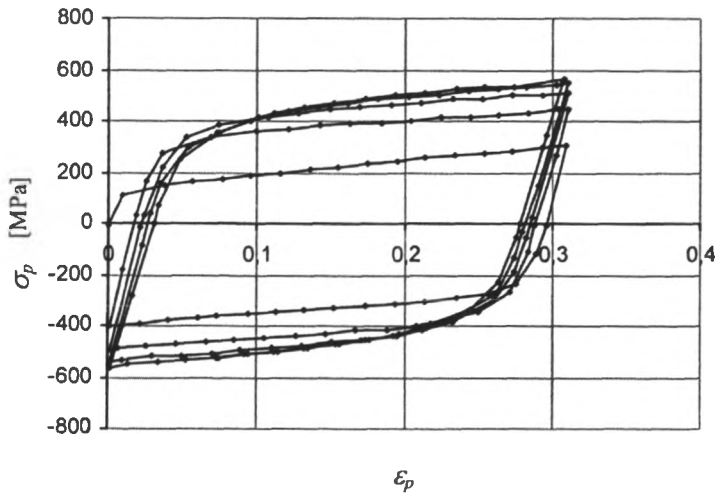
Rys. 1.34. Zależność pomiędzy naprężeniem a odkształceniem z charakterystycznym osłabieniem

1.4.3.2. METODYKA BADANIA ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁÓW PODCZAS MAŁOCYKLOWEGO ODKSZTAŁCANIA JEDNOSTRONNEGO

Do małocyklowego odkształcania można stosować próbki przedstawione na rysunku 1.3 i plastometr skręcający (rys. 1.1) [49]. Badania za pomocą tego plastometru mogą

być realizowane w szerokim zakresie amplitudy odkształceń, temperaturze od 20 do 1100 °C i prędkości odkształcania od 10^{-3} do 10^2 s^{-1} , co pokrywa zakresy tych parametrów stosowanych w przemysłowych procesach kształtowania plastycznego.

Na rysunku 1.35 pokazano otrzymane w próbie skręcania pętle histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małocyklowego odkształcania jednostronnego z amplitudą wynoszącą 0,31 w temperaturze 20 °C przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ dla brązu aluminium CuAl8 (skład chemiczny: 91,57% Cu i 8,23% Al).



Rys. 1.35. Kilka kolejnych pętli histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małocyklowego odkształcania jednostronnego z amplitudą 0,31 w temperaturze 20 °C przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ dla brązu aluminium CuAl8

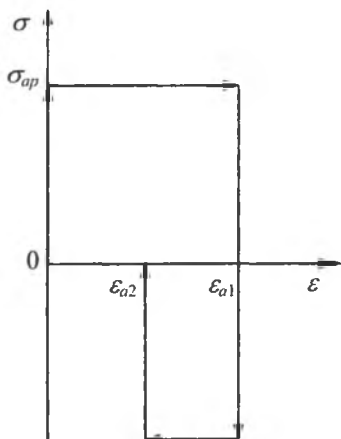
W celu zbadania zachowania się materiałów w procesach małocyklowego odkształcania jednostronnego należy wykonać badania, opisane w p. 1.4.2.2, dotyczące małocyklowego odkształcania symetrycznego.

1.4.4. MAŁOCYKLOWE PLASTYCZNO-SPRĘŻYSTE ODKSZTAŁCANIE KROCZĄCE

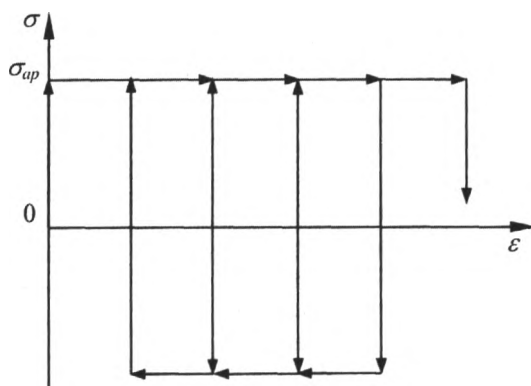
Ostatnim z omawianych rodzajów odkształcania małocyklowego przedstawionych w tym opracowaniu jest małocyklowe odkształcanie kroczące. Metoda ta jest szczególnie ważna, gdyż – w przeciwieństwie do metod prezentowanych w poprzednich podrozdziałach – pozwala uzyskiwać duże przemieszczenia materiału.

1.4.4.1. ANALIZA WPŁYWU MAŁOCYKLOWEGO ODKSZTAŁCANIA KROCZĄCEGO O STOPNIU ASYMETRII $S_c = 2$ NA ZACHOWANIE SIĘ MATERIAŁÓW

Pętłe histerezy materiału sztywno-idealnie plastycznego podczas małocyklowego odkształcania krocącego są otwarte. Na rysunku 1.36 przedstawiono pojedynczą pętlę, a na rysunku 1.37 zestaw kilku kolejnych pętli histerezy dla materiału sztywno-idealnie plastycznego bez efektu Bauschingera o stopniu asymetrii $S_c = 2$. Jak wynika z tych rysunków, materiał charakteryzują jednakowe otwarte pętłe histerezy aż do momentu pęknięcia.



Rys. 1.36. Pętla histerezy sztywno-idealnie plastycznego materiału bez efektu Bauschingera podczas małocyklowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$



Rys. 1.37. Pętle histerezy sztywno-idealnie plastycznego materiału bez efektu Bauschingera podczas małocyklowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$

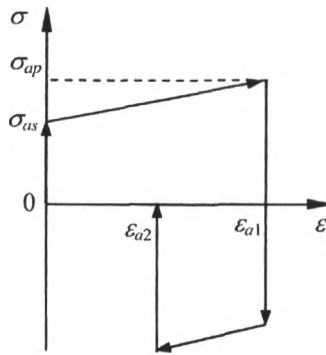
Całkowita energia właściwa odkształcenia materiału sztywno-idealnie plastycznego w czasie jednego cyklu obciążenia jest równa energii właściwej odkształcenia plastycznego

$$E_c = E_p = \sigma_{ap} (2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2}) = 1,5\sigma_{ap}\varepsilon_{a1}, \quad (1.82)$$

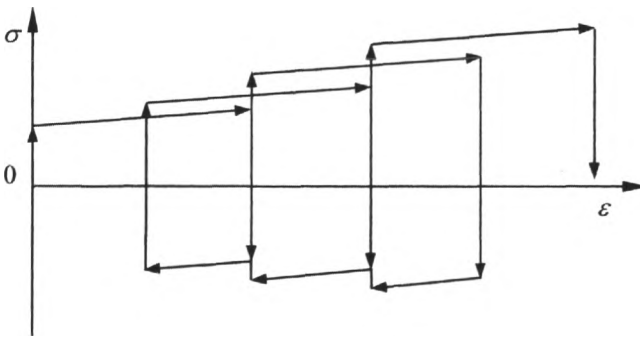
a odkształcenie plastyczne w jednym cyklu równe odkształceniu całkowitemu

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} = 1,5\varepsilon_{a1}. \quad (1.83)$$

Pętlę histerezy materiału sztywno-plastycznego z umocnieniem liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ podczas małocyklowego odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$ przedstawiono na rysunku 1.38, a kolejne pętle histerezy – na rysunku 1.39.



Rys. 1.38. Pojedyncza pętla histerezy materiału sztywno-plastycznego o umocnieniu liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ podczas odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$



Rys. 1.39. Pętle histerezy sztywno-plastycznego materiału o umocnieniu liniowym bez efektu Bauschingera podczas małowykłowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$

Materiał taki, podczas małowykłowego odkształcania krocącego, w wyniku zachodzącego umocnienia, w każdym cyklu odkształcania charakteryzują pętle histerezy o coraz większych wartościach naprężenia i jednakowych amplitudach odkształceń całkowitych, równych w tym przypadku odkształceniom plastycznym.

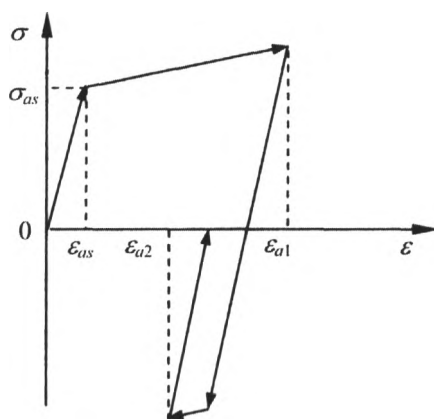
Całkowita energia właściwa odkształcenia materiału sztywno-plastycznego w czasie jednego cyklu obciążenia jest równa energii właściwej odkształcenia plastycznego

$$\begin{aligned}
 E_c = E_p &= \frac{1}{2} \{ \varepsilon_{a1} (\sigma_{as} + a + b\varepsilon_{a1}) + (\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2}) [2a + b(3\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2})] \} = \\
 &= \frac{1}{2} \{ \varepsilon_{a1} (\sigma_{as} + a + b\varepsilon_{a1}) \} + \frac{1}{2} \varepsilon_{a1} (2a + 2,5b\varepsilon_{a1}),
 \end{aligned} \tag{1.84}$$

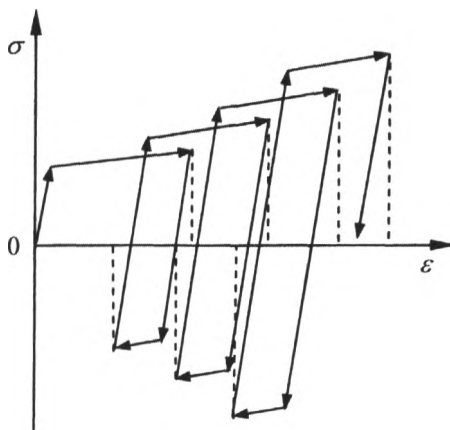
a odkształcenie plastyczne równe odkształceniu całkowitemu

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} = 1,5\varepsilon_{a1}. \quad (1.85)$$

Pojedynczą pętlę histerezy materiału sprężysto-plastycznego o umocnieniu liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ podczas małocyklowego odkształcania krocącego, bez uwzględnienia efektu Bauschingera dla odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$ przedstawiono na rysunku 1.40, a na rysunku 1.41 – szereg kolejnych takich pętli histerezy.



Rys. 1.40. Pojedyncza pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego o umocnieniu liniowym $\sigma = a + b\varepsilon$ podczas odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$



Rys. 1.41. Pętle histerezy sprężysto-plastycznego materiału o umocnieniu liniowym bez efektu Bauschingera podczas małocyklowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$

Materiał taki, podobnie jak poprzedni, podczas małocyklowego odkształcania krocącego, w wyniku zachodzącego umocnienia, w każdym cyklu odkształcania

charakteryzują pętle histerezy o coraz większych wartościach naprężenia i jednakowych amplitudach odkształceń całkowitych. Ze względu jednak na wzrost umocnienia odkształcenia sprężyste w każdym cyklu ulegają zwiększeniu, kosztem odkształceń plastycznych.

Całkowita energia właściwa odkształcenia dla pętli histerezy przedstawionej na rysunku 1.40, po przyjęciu modułu Younga E ,

$$E_c = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{a1})^2 + \left[\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} \right] \left[2a + b \left(3\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - 2\frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right] \right\} =$$

$$= \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \frac{1}{2}(a + b\varepsilon_{a1})^2 + \left[0,5\varepsilon_{a1} - \frac{2(a + b\varepsilon_{a1})}{E} \right] \left(2a + 2,5b\varepsilon_{a1} - 2b\frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right\}, \quad (1.86)$$

energia odkształcenia plastycznego

$$E_p = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \left[\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} \right] \times \right. \\ \left. \times \left[2a + b \left(3\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - 2\frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) - \frac{1}{E} \left[a + 2b \left(\varepsilon_{a1} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) \right) - \frac{1}{2}\varepsilon_{a2} \right]^2 \right] \right\} =$$

$$= \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a + b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + \left[0,5\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) \right] \left(2a + 2,5b\varepsilon_{a1} + 2b\frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) - \right. \\ \left. - \frac{1}{E} \left[a + 2b \left(\frac{3}{4}\varepsilon_{a1} - \frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right] \right\}, \quad (1.87)$$

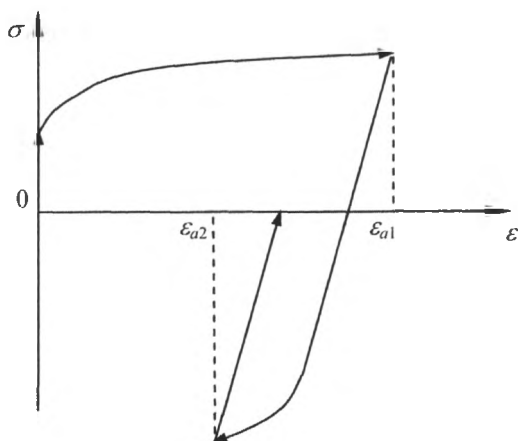
a odkształcenie plastyczne

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} - \frac{1}{E} \left\{ a + 2b \left[\varepsilon_{a1} - \frac{1}{2}\varepsilon_{a2} - \frac{1}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) \right] \right\} =$$

$$= 1,5\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a + b\varepsilon_{a1}) - \frac{1}{E} \left[a + 2b \left(\frac{3}{4}\varepsilon_{a1} - \frac{a + b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right]. \quad (1.88)$$

Pojedynczą pętlę histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym, opisanym zależnością pomiędzy naprężeniem a odkształceniem w postaci $\sigma = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$, podczas małocyklowego odkształcania kroczącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$ przedstawiono na rysunku 1.42. Przedstawiona pętla histerezy oznacza, że materiał, zgodnie z przyjętym umocnieniem krzywoliniowym, podczas obciążenia,

żania odkształca się jak materiał sztywno-plastyczny, podczas odciażania natomiast zachowuje właściwości sprężyste. Taką pętlą histerezy mogą charakteryzować się materiały odkształcane w podwyższonej temperaturze, w których początkowe naprężenie uplastyczniające jest na tyle małe, że zakres odkształceń sprężystych może być pominięty. Przy odciażaniu natomiast, w wyniku wzrostu naprężenia wywołanego odkształceniem, odkształcenie sprężyste staje się na tyle duże, że jest mierzalne.



Rys. 1.42. Pojedyncza pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego o umocnieniu krzywoliniowym $\sigma = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$ podczas odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$

W przypadku pętli histerezy przedstawionej na rysunku 1.42 całkowita energia właściwa odkształcenia

$$E_c = \frac{C}{n+1} \left[\varepsilon_0 + 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C(\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n}{E} \right]^{n+1} + \frac{1}{2E} [C(\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n]^2, \quad (1.89)$$

właściwa energia odkształcenia plastycznego

$$E_p = \frac{C}{n+1} \left[\varepsilon_0 + 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C(\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n}{E} \right]^{n+1} - \frac{C^2}{2E} \left[\varepsilon_0 + 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C}{E} (\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n \right]^{2n}, \quad (1.90)$$

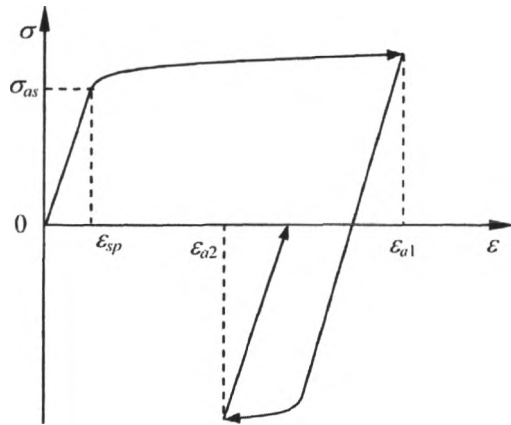
a odkształcenie plastyczne

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{C}{E} \left[(\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n + \left(\varepsilon_0 + 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C}{E} (\varepsilon_0 + \varepsilon_{a1})^n \right)^n \right]. \quad (1.91)$$

Zależność $\sigma = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$ jest często stosowana do opisu zachowania się materiałów w zakresie dużych odkształceń plastycznych, przy których można pominąć odkształcenia sprężyste. W zakresie odkształceń, w którym odkształcenia sprężyste stają się istotne, pętla histerezy przedstawiona na rysunku 1.42 nie obrazuje jednak poprawnie zachowania się materiału, dlatego opis zależności naprężenia od odkształcenia można zmodyfikować przez wprowadzenie następującej funkcji sklejaney:

$$\sigma(\varepsilon) = \begin{cases} C\varepsilon & \text{dla } \varepsilon < \varepsilon_{sp} \\ C_1(\varepsilon + \varepsilon_0)^n & \text{dla } \varepsilon \geq \varepsilon_{sp} \end{cases} \quad (1.92)$$

Pętla histerezy dla takiego równania ma kształt pokazany na rysunku 1.43.



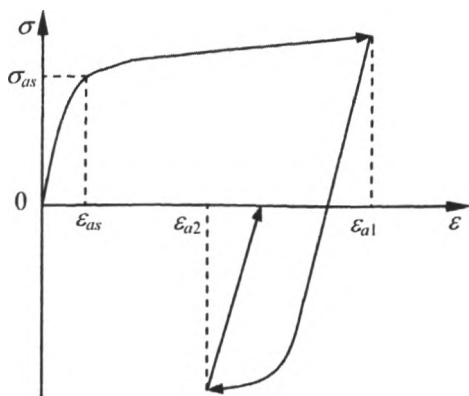
Rys. 1.43. Pętla histerezy dla zależności naprężenie-odkształcenie opisaną równaniem (1.92) podczas odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$

Materiały odkształcane w wyższej temperaturze najczęściej jednak charakteryzują się złożonymi funkcjami naprężenia od odkształcenia. Przykładem takich funkcji może być równanie Grosmana [72]

$$\sigma = C\varepsilon^{n_2} \exp(n_1\varepsilon)\dot{\varepsilon}^m. \quad (1.93)$$

Równania takie, po odpowiednim doborze współczynników, charakteryzują się wyraźną zmianą przebiegu naprężenia podczas przejścia od stanu odkształceń sprężystych do plastycznych. Pętla histerezy określona równaniem (1.93) ma kształt pokazany na rysunku 1.44; całkowita jej energia

$$E_c = \int_0^{\varepsilon_{a1}} C\varepsilon^{n_2} \exp(n_1\varepsilon)\dot{\varepsilon}^m d\varepsilon + \int_{\varepsilon_{a1}}^{2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2}} \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1\varepsilon_{a1})\dot{\varepsilon}^m}{E} C\varepsilon^{n_2} \exp(n_1\varepsilon)\dot{\varepsilon}^m d\varepsilon + \frac{1}{2E} (C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1\varepsilon_{a1})\dot{\varepsilon}^m)^2, \quad (1.94)$$



Rys. 1.44. Pętla histerezy dla zależności naprężenie –odkształcenie opisanej równaniem (1.93) podczas odkształcania kroczącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$

energia odkształcenia plastycznego

$$E_p = \int_0^{\varepsilon_{a1}} C \varepsilon^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon) \dot{\varepsilon}^m d\varepsilon + \int_{\varepsilon_{a1}}^{2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E}} C \varepsilon^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon) \dot{\varepsilon}^m d\varepsilon -$$

$$- \frac{1}{2E} \left\{ C \left[2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E} \right]^{n_2} \times \right. \quad (1.95)$$

$$\left. \times \exp \left[n_1 \left(2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E} \right) \right] \dot{\varepsilon}^m \right\},$$

a odkształcenie plastyczne

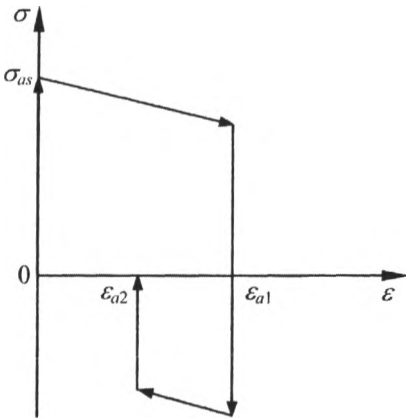
$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \left[\frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E} \right] -$$

$$- C \left[2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E} \right]^{n_2} \times \quad (1.96)$$

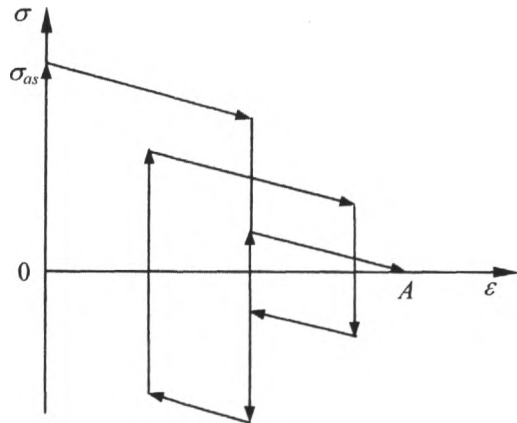
$$\times \frac{\exp \left[n_1 \left(2\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - \frac{2C\varepsilon_{a1}^{n_2} \exp(n_1 \varepsilon_{a1}) \dot{\varepsilon}^m}{E} \right) \right] \dot{\varepsilon}^m}{E}.$$

Pętlę histerezy materiału sztywno-plastycznego z osłabieniem liniowym $\sigma_p = a - b\varepsilon$ bez efektu Bauschingera podczas małosykalowego odkształcania kroczącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$ przedstawiono na rysunku 1.45, a na rysunku 1.46 – kilka kolejnych

pętli histerezy. Materiał taki, podczas małowykłowego odkształcania krocącego, w wyniku zachodzącego osłabienia, w każdym cyklu odkształcania charakteryzują pętle histerezy o coraz mniejszych wartościach naprężenia i jednakowych amplitudach odkształceń całkowitych, równych w tym przypadku odkształceniom plastycznym, tak iż teoretycznie może on osiągnąć zerowy poziom naprężen koniecznych do dalszego odkształcania w punkcie A .



Rys. 1.45. Pętla histerezy sztywno-plastycznego materiału o osłabieniu liniowym bez efektu Bauschingera podczas małowykłowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$



Rys. 1.46. Pętla histerezy sztywno-plastycznego materiału o osłabieniu liniowym bez efektu Bauschingera podczas małowykłowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$

Dla pętli histerezy przedstawionej na rysunku 1.45 właściwa energia całkowita jest równa energii odkształcenia plastycznego

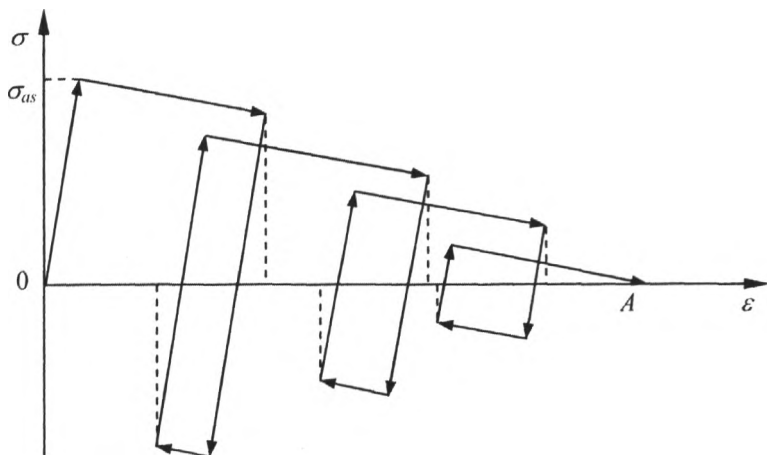
$$E_c = E_p = \frac{1}{2} [(2a - b\epsilon_{a1})\epsilon_{a1} + (2a - 3b\epsilon_{a1} + b\epsilon_{a2})(\epsilon_{a1} - \epsilon_{a2})], \quad (1.97)$$

a odkształcenie plastyczne

$$\epsilon_p = 2\epsilon_{a1} - \epsilon_{a2}. \quad (1.98)$$

Pętla histerezy materiału sprężysto-plastycznego z osłabieniem liniowym bez efektu Bauschingera podczas małowykłowego odkształcania krocącego o stopniu asymetrii $S_c = 2$ przedstawiono na rysunku 1.47. Materiał taki, podobnie jak poprzedni, podczas małowykłowego odkształcania krocącego, w wyniku zachodzącego osłabienia, w każdym cyklu odkształcania charakteryzują pętla histerezy o coraz mniejszych wartościach naprężenia i jednakowych amplitudach odkształceń całkowitych.

Ze względu jednak na zmniejszanie się umocnienia, odkształcenia plastyczne w każdym cyklu ulegają zwiększeniu, kosztem odkształceń sprężystych. W rezultacie teoretycznie może on osiągnąć zerowy poziom naprężeń koniecznych do dalszego odkształcania w punkcie A .



Rys. 1.47. Pętle histerezy sprężysto-plastycznego materiału o osłabieniu liniowym bez efektu Bauschingera podczas małycklowego krocącego odkształcania o stopniu asymetrii $S_c = 2$

Całkowita energia właściwa odkształcenia materiału sprężysto-plastycznego z osłabieniem liniowym w czasie pierwszego cyklu obciążenia wyraża się równaniem

$$E_c = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a - b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{a1})^2 + \left[\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} \right] \left[2a - b \left(3\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - 2\frac{a - b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right] \right\} \quad (1.99)$$

Energia właściwa odkształcenia plastycznego tego samego materiału w czasie pierwszego cyklu obciążenia

$$E_p = \frac{1}{2} \left\{ (E\varepsilon_{as} + a - b\varepsilon_{a1})(\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{as}) + E\varepsilon_{as}^2 + \left[\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} \right] \left[2a - b \left(3\varepsilon_{a1} - \varepsilon_{a2} - 2\frac{a - b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right] - \frac{1}{E} \left[a - 2b \left(\varepsilon_{a1} - \frac{1}{2}\varepsilon_{a2} - \frac{a - b\varepsilon_{a1}}{E} \right) \right]^2 \right\} \quad (1.100)$$

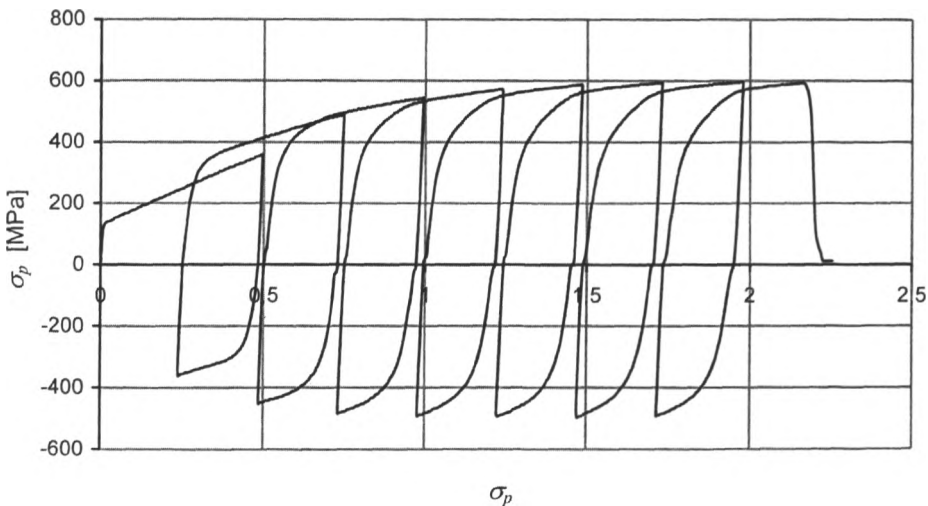
a odkształcenie plastyczne w pierwszym cyklu

$$\varepsilon_p = 2\varepsilon_{a1} - \frac{2}{E}(a - b\varepsilon_{a1}) - \varepsilon_{a2} - \frac{1}{E} \left\{ a - 2b \left[\varepsilon_{a1} - \frac{1}{2}\varepsilon_{a2} - \frac{1}{E}(a - b\varepsilon_{a1}) \right] \right\}. \quad (1.101)$$

1.4.4.2. METODYKA BADANIA ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁÓW PODCZAS MAŁOCYKLOWEGO ODKSZTAŁCANIA KROCZĄCEGO

Do badania małowykłowego odkształcania kroczącego można stosować próbki przedstawione na rysunku 1.3 i plastometr skręcający (rys. 1.1) [49], szczegółowo opisany w p. 1.2. Badania przy użyciu tego plastometru mogą być realizowane w szerokim zakresie amplitudy odkształceń, temperatury od 20 do 1100 °C i prędkości odkształcania od 10^{-3} do 10^2 s^{-1} , co pokrywa zakresy tych parametrów stosowanych w przemysłowych procesach kształtowania plastycznego.

Na rysunku 1.48 przedstawiono otrzymane w próbie skręcania pętle histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małowykłowego odkształcania kroczącego, z amplitudą odkształcenia w kierunku podstawowym $\varepsilon_{a1} = 0,48$, i o stopniu asymetrii cyklu $S_c = 2$, w temperaturze 20 °C, przy prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ dla brązu aluminiowego CuAl8.



Rys. 1.48. Pętle histerezy materiału sprężysto-plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym podczas małowykłowego odkształcania kroczącego z amplitudą odkształcenia w kierunku podstawowym $\varepsilon_{a1} = 0,48$ i o stopniu asymetrii $S_c = 2$, w temperaturze 20 °C przy prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ dla brązu aluminiowego CuAl8

W celu zbadania zachowania się materiałów w procesach małowykłowego odkształcania krocącego należy:

- doświadczać wyznaczyć pętle histerezy dla małowykłowego odkształcania krocącego, przyjmując jeden z przedstawionych w p. 1.1.1 modeli materiału, o różnych parametrach odkształcania, obejmujących np. amplitudę odkształcania, prędkość odkształcania lub temperaturę odkształcania,

- obliczyć odkształcenie plastyczne zachodzące w poszczególnych procesach małowykłowego odkształcania,

- obliczyć całkowitą energię odkształcania oraz energię odkształcania plastycznego dla uzyskanej pojedynczej pętli histerezy, a następnie dla określonej liczby cykli,

- wyznaczyć krzywe naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne w kierunku podstawowym i przeciwnym do podstawowego; następnie porównać je w celu określenia efektu Bauschingera przy stopniu asymetrii cyklu $S_c = 2$,

- ustalić zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcania plastycznego dla dróg odkształcania realizowanych w określonej temperaturze z ustaloną prędkością odkształcania,

- porównać krzywą naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne, uzyskaną w warunkach odkształcania krocącego, z krzywą naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne, uzyskaną w próbie skręcania lub rozciągania,

- określić odkształcenie graniczne materiału dla dróg odkształcania, otrzymanych w procesie odkształcania krocącego, i porównać je z odkształceniami granicznymi dla prostej drogi odkształcania.

1.5. WPŁYW ZŁOŻONEJ DROGI ODKSZTAŁCANIA NA NAPRĘŻENIE UPLASTYCZNIAJĄCE I ODKSZTAŁCENIE GRANICZNE

Nowe i dotychczas stosowane materiały metaliczne używane w technice i przemyśle poddawane są różnorodnym procesom kształtowania plastycznego, które służą nie tylko do nadania wyrobomżądanego kształtu, ale także określonych właściwości użytkowych. Stosowane dotychczas technologie kształtowania plastycznego są, niestety, na ogół energochłonne, a świadome sterowanie parametrami w danym procesie nie zawsze jest możliwe. Wiąże się to głównie z brakiem dostatecznych informacji o wpływie różnych czynników na mechanizm deformacji plastycznej, co utrudnia skuteczne oddziaływanie na strukturę i właściwości formowanego wyrobu.

Rzów nowych technik obliczeniowych umożliwia kompleksową symulację i projektowanie procesów kształtowania plastycznego metodami numerycznymi, najczęściej metodą elementów skończonych. Pozwala ona na nieosiągalne dotychczas zbliżenie modelu matematycznego procesu do jego rzeczywistego przebiegu [52, 165]. Zbliżenie takie można uzyskać jedynie wtedy, gdy model matematyczny procesu

kształtowania plastycznego uwzględnia poprawnie wszystkie istotne związki oraz czynniki wpływające na proces [70–72]. Źródłem błędów mogą być niedoskonałości samego modelu matematycznego procesu, modelu opisującego zachowanie się materiału, warunków tarcia, warunków brzegowych oraz błędy przybliżonej, numerycznej metody rozwiązywania równań różniczkowych. Model opisujący zachowanie się materiału ma zasadnicze znaczenie, szczególnie w procesach przeróbki plastycznej charakteryzujących się niemonotonicznym i nieproporcjonalnym przebiegiem odkształcenia [70–72]. Są to procesy, w których – oprócz zjawiska umocnienia – występuje zjawisko osłabienia odkształceniowego.

Rokującym duże korzyści rozwiązaniem jest stosowanie w procesach kształtowania osłabienia materiału, które jest uwarunkowane parametrami procesu i sposobem kształtowania. Osłabienie materiału zachodzące podczas odkształcania w podwyższonej temperaturze zwykle jest przypisywane procesom zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej. Tymczasem istnieje jeszcze inna przyczyna tego zjawiska, powiązana ze zmianą orientacji składowych stanu naprężenia i lokalizacją odkształceń [26, 101, 129].

Potwierdzają to wyniki badań prowadzonych na monokryształach, które wykazały, że zmniejszenie naprężenia podczas rozciągania wiąże się z niestabilnością mechaniczną w postaci lokalizacji odkształceń. W niskiej temperaturze strukturalna i mechaniczna niestabilność może być wywołana bądź samorzutną [26], bądź zewnętrznie wymuszoną, zmianą drogi odkształcania. Oznacza to, że kolejna deformacja może wybrać inny, bardziej korzystny, system poślizgu od tego, który był uruchomiony we wcześniejszym stadium odkształcania, i może to wpłynąć na zmianę naprężenia uplastyczniającego. Wymuszenie zmiany drogi odkształcania wywiera dodatkowy znaczący efekt osłabienia, przeszkody blokujące poślizg w poszczególnych ziarnach są bowiem łatwiej omijane i dochodzi do utworzenia nowych korzystnie energetycznie zorientowanych mikro- i makropasm ścinania. Mikropasma ścinania mogą współdziałać z mechanizmami krystalograficznego poślizgu lub bliźniakowania, przejmując często kontrolę nad procesem plastycznego płynięcia. Można więc przyjąć, że osłabienie odkształceniowe może być wywołane zarówno zmianą orientacji składowych stanu naprężenia i lokalizacją odkształceń [101, 102], jak i procesami zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej [51, 133].

Istniejące modele obie te grupy procesów zachodzących podczas odkształcania opisują oddzielnie, tzn. albo zajmują się lokalizacją odkształceń i oddziaływaniem zmiany drogi odkształcania [101, 129], albo procesami zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej i statycznej [51, 57, 60, 133, 135]. Zaobserwowano także, że rekrytalizacja dynamiczna zachodzi w obszarach zlokalizowanego płynięcia plastycznego, może więc być traktowana jako proces wtórny w stosunku do lokalizacji odkształceń [101, 102].

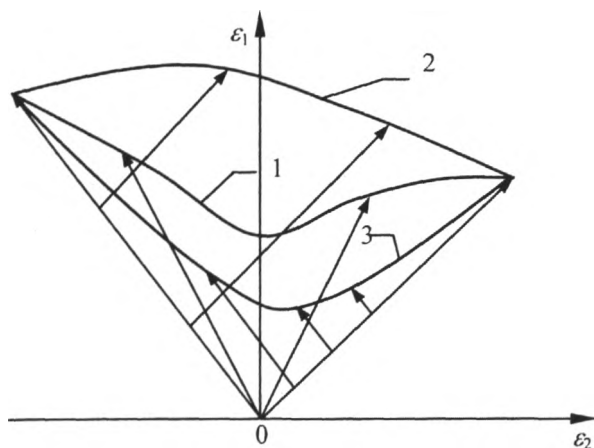
Takie odrębne traktowanie przyczyn osłabienia materiału powoduje, że nierzadko zarówno wartości sił, jak i właściwości materiałów, określone w symulacji komputerowej, znacznie odbiegają od wyznaczonych doświadczalnie.

Wydaje się, że obie te grupy zjawisk muszą być badane i analizowane współzależnie. Konieczne jest więc dokładniejsze poznanie mechanizmów wywołujących osła-

bienie w różnych warunkach odkształcania, uwzględniających lokalizację odkształceń, wymuszoną zmianą drogi odkształcania, jak i procesów zdrowienia i rekrytalizacji oraz opracowanie odpowiednich modeli opisujących zachowanie się materiałów, zarówno w procesach ciągłych, jak i przerywanych, o zmiennej orientacji składowych stanu naprężenia. Pozwoliłoby to na dokładniejsze modelowanie oraz na projektowanie zupełnie nowych procesów, z uwzględnieniem sterowania strukturą materiału i jego właściwościami. Obiecującą metodą obniżania naprężenia uplastyczniającego przez dobór odpowiedniej drogi odkształcania jest metoda zwana metodą KOBO, którą opracowali polscy uczeni [103].

1.5.1. ANALIZA WPŁYWU ZŁOŻONEJ DROGI ODKSZTAŁCENIA NA ODKSZTAŁCENIE GRANICZNE

Dotychczas wpływ złożonej drogi odkształcania na odkształcenie graniczne najdokładniej poznano w procesach tłoczenia blach. W wielooperacyjnych procesach tłoczenia podczas kolejnych operacji zachodzi zwykle wyraźna zmiana drogi odkształcania, wpływająca na wynik procesu. Wpływ zmiany drogi odkształcania najlepiej można przedstawić na wykresie odkształceń granicznych, szczególnie wtedy, gdy proces jednoosiowego rozciągania jest poprzedzony dwuosiowym rozciąganiem lub dwuosiowe rozciąganie jest poprzedzone procesem jednoosiowego rozciągania.



Rys. 1.49. Wpływ drogi odkształcania na odkształcenia graniczne w procesach tłoczenia blach

Na podstawie dotychczasowych badań ustalono następujące zasady [47, 52]: jeżeli po początkowej drodze odkształcania, w której $\varepsilon_2 < 0$ i $\varepsilon_1 > 0$ (jednoosiowe rozciąganie) następuje taka zmiana drogi, że $\Delta\varepsilon_2 > 0$, przy zachowaniu $\Delta\varepsilon_1 > 0$ (dwuosiowe rozciąganie), to uzyskuje się większe odkształcenie graniczne od tego, jakie odpowiada liniowej drodze odkształcania, i odwrotnie – jeżeli po początkowej drodze odkształcania, w której $\varepsilon_2 > 0$ i $\varepsilon_1 > 0$ (dwuosiowe rozciąganie), następuje taka zmiana drogi, że $\Delta\varepsilon_2 < 0$

i $\Delta\varepsilon_1 > 0$ (jednoosiowe rozciąganie), to uzyskuje się mniejsze odkształcenie graniczne od tego, jakie odpowiada liniowej drodze odkształcania. Zależność tę zobrazowano na rysunku 1.49. Krzywa odkształceń granicznych oznaczona numerem 1 odpowiada prostoliniowym drogom odkształcania, krzywa oznaczona numerem 2 odpowiada pierwszemu wariantowi złożonej drogi odkształcania, leży ona powyżej krzywej 1, krzywa oznaczona numerem 3 odpowiada natomiast drugiemu wariantowi złożonej drogi odkształcania i leży poniżej krzywej 1. Taki wpływ drogi odkształcania na odkształcenie graniczne blach jest wykorzystywany w praktyce przemysłowej.

W procesach obróbki objętościowej, takich jak wyciskanie, walcowanie czy kucie, wpływ złożonych dróg odkształcania jest dopiero poznawany. W liczących się ośrodkach naukowych prowadzone są badania w celu poznania takiego wpływu.

1.5.2. ANALIZA WPŁYWU ZŁOŻONEJ DROGI ODKSZTAŁCENIA NA ODKSZTAŁCENIE GRANICZNE I NAPRĘŻENIE UPLASTYCZNIAJĄCE W PROCESACH KSZTAŁTOWANIA OBJĘTOŚCIOWEGO

W badaniach złożonych procesów obróbki objętościowej zmiennymi parametrami są najczęściej: schemat odkształcania, amplituda odkształcania małowykowego, prędkość oraz temperatura odkształcania. Uzyskiwane przebiegi naprężenia uplastyczniającego od odkształcania plastycznego w złożonych schematach odkształcania są porównywane z przebiegami otrzymywanymi w monotonicznych próbach rozciągania, ściskania lub skręcania. Porównanie takie wymaga zastosowania w obu procesach takiej samej zastępczej prędkości oraz temperatury odkształcania.

Poniżej przedstawiono wyniki badań wpływu złożonej drogi odkształcania na naprężenie uplastyczniające i odkształcenie graniczne wybranych stopów miedzi uzyskane podczas małowykowego symetrycznego odkształcania skręcającego o różnych wartościach amplitudy odkształcenia, zmieniającej się w przedziale od 0,05 do 0,4, połączonego z monotonicznym rozciąganiem w szerokim zakresie temperatury od 20 do 800 °C. Są to jedne z pierwszych tego rodzaju badań przeprowadzonych na świecie [55]. Skład chemiczny badanych materiałów podano w tabeli 1.1.

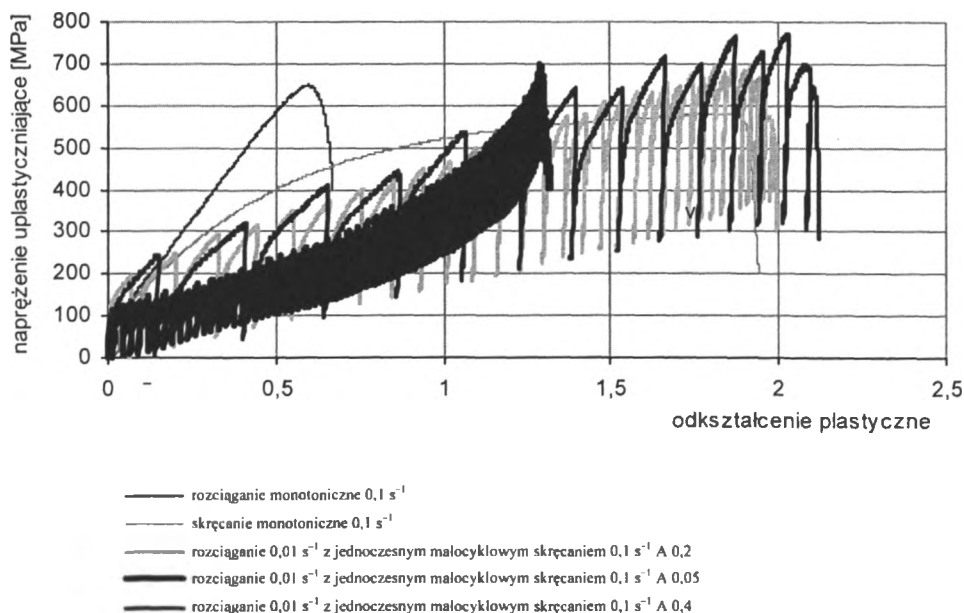
Tabela. 1.1. Skład chemiczny badanych materiałów w % wagowych

Materiał	Cu	Al	Si	Fe	Ni	Cd	Pb
CuSi3,5	96,22	0,001	3,23	0,01	0,001	0,001	0,001
CuSi5	94,35	0,001	4,86	0,03	0,001	0,001	0,005
CuAl8	91,57	8,23	0,001	0,03	0,001	0,001	0,005
CuAl10	89,89	9,80	0,001	0,03	0,001	0,001	0,003

Jeżeli złożony schemat odkształcania obejmuje dwa sposoby odkształcania, np. skręcanie i rozciąganie, to zastosowanie prędkości odkształcania jednego sposobu

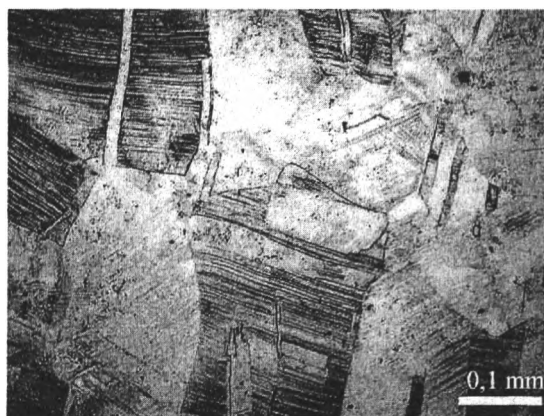
odkształcania o rząd większej od drugiego powoduje tylko nieznaczną zmianę zastępczej prędkości odkształcania. Na przykład przebiegi naprężenia uplastyczniające–odkształcenie plastyczne dla złożonego schematu odkształcania – składającego się z małowykłowego skręcania z prędkością $0,1 \text{ s}^{-1}$ i rozciągania z prędkością $0,01 \text{ s}^{-1}$ – można porównywać, bez popełnienia dużych błędów, ze wszystkimi przebiegami monotonicznymi dla prędkości odkształcania wynoszącej $0,1 \text{ s}^{-1}$, zastępcza prędkość odkształcania dla złożonego odkształcania będzie bowiem większa od zastępczej prędkości dla monotonicznego odkształcania tylko o $0,0005 \text{ s}^{-1}$.

Wyniki badań brązu krzemowego $\text{CuSi}_{3,5}$, prowadzonych w temperaturze otoczenia, pokazały, że nałożenie małowykłowego skręcania na proces rozciągania prowadzi do obniżenia naprężenia uplastyczniającego w całym zakresie odkształceń w stosunku do monotonicznego rozciągania, natomiast w stosunku do monotonicznego skręcania jedynie w zakresie odkształceń nieprzekraczających około 1,2. W tym zakresie odkształceń największe obniżenie naprężenia uplastyczniającego uzyskuje się po zastosowaniu najmniejszej amplitudy odkształcenia 0,05. Odkształcanie złożone powoduje również zwiększenie zastępczych odkształceń granicznych w stosunku do odkształceń granicznych uzyskiwanych podczas monotonicznego rozciągania, niezależnie od zastosowanej amplitudy, natomiast wzrost taki w stosunku do odkształceń granicznych uzyskiwanych w procesie monotonicznego skręcania uzyskuje się dopiero dla większych amplitud 0,2 i 0,4 (rys. 1.50).

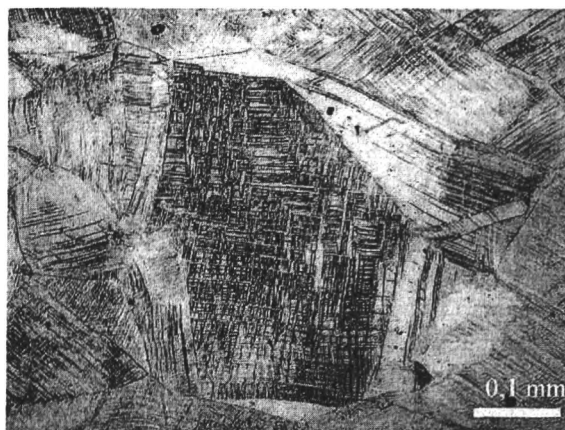


Rys. 1.50. Przebiegi naprężenie uplastyczniające – odkształcenie plastyczne dla brązu $\text{CuSi}_{3,5}$ w temperaturze pokojowej dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

Dla brązu krzemowego CuSi3,5 w warunkach obróbki plastycznej na zimno podstawowym mechanizmem odkształcenia jest bliźniakowanie. Na rysunku 1.51 przedstawiono strukturę brązu CuSi3,5 po monotonicznym rozciąganiu do $\varepsilon = 0,5$ z wyraźnie widocznymi płaszczyznami bliźniakowania ułożonymi niemal w jednym kierunku zbliżonym do kierunku największych naprężeń stycznych. Wprowadzenie dodatkowego schematu odkształcania, w tym przypadku małowykłowego skręcania, uaktywnia proces bliźniakowania w innych systemach poślizgu. Widoczne są wówczas na ogół dwie różne orientacje bliźniaków przecinających się pod kątem zależnym od kierunku obciążenia zewnętrznego oraz układu krystalograficznego ziaren (rys. 1.52 i 1.53).



Rys. 1.51. Struktura brązu CuSi3,5 w temperaturze otoczenia po rozciąganiu monotonicznym z prędkością odkształcania $0,1 \text{ s}^{-1}$ do $\varepsilon_p = 0,5$

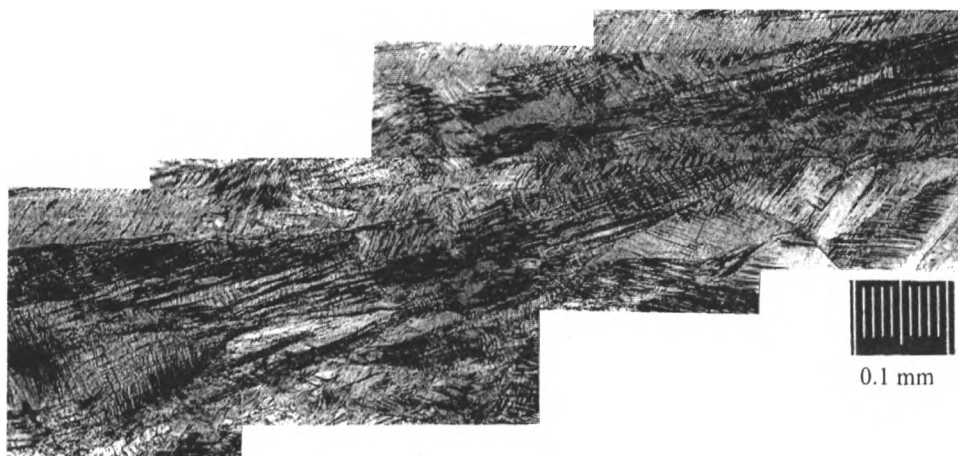


Rys. 1.52. Struktura brązu CuSi3,5 w temperaturze otoczenia po rozciąganiu z prędkością odkształcania $0,01 \text{ s}^{-1}$ i jednoczesnym małowykłowym skręcaniu o amplitudzie 0,2 z prędkością odkształcania $0,1 \text{ s}^{-1}$ do $\varepsilon_p = 0,8$



Rys. 1.53. Wzajemnie przecinające się grupy bliźniaków w brązie $\text{CuSi}_{3,5}$ odkształcanym w temperaturze otoczenia, mikroskop elektronowy (warunki odkształcania jak na rys. 1.52)

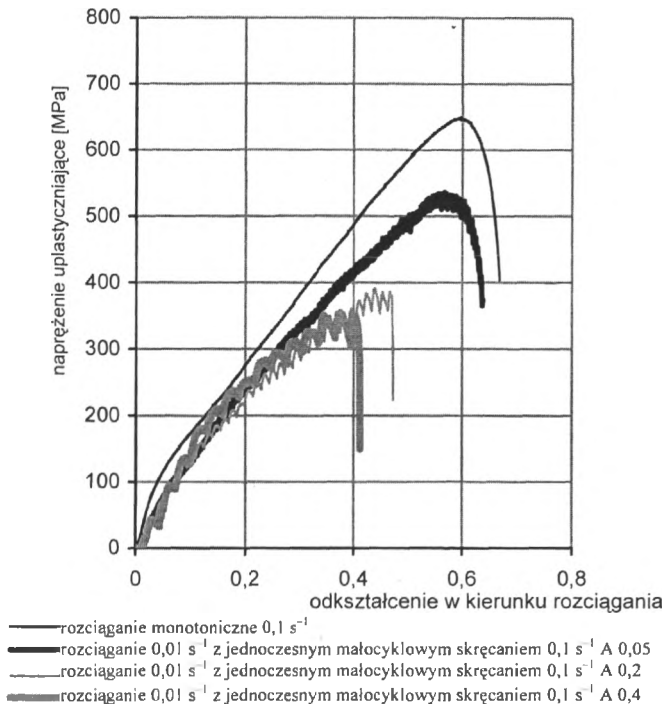
W złożonych schematach odkształcania częsta zmiana kierunku odkształcania, wywołana małowielowym skręcaniem, sprzyja heterogenizacji odkształcania, co prowadzi dla tworzenia się pasm ścinania przebiegających przez wiele ziaren (rys. 1.54).



Rys. 1.54. Pasma zlokalizowanego odkształcania brązu $\text{CuSi}_{3,5}$ w temperaturze otoczenia

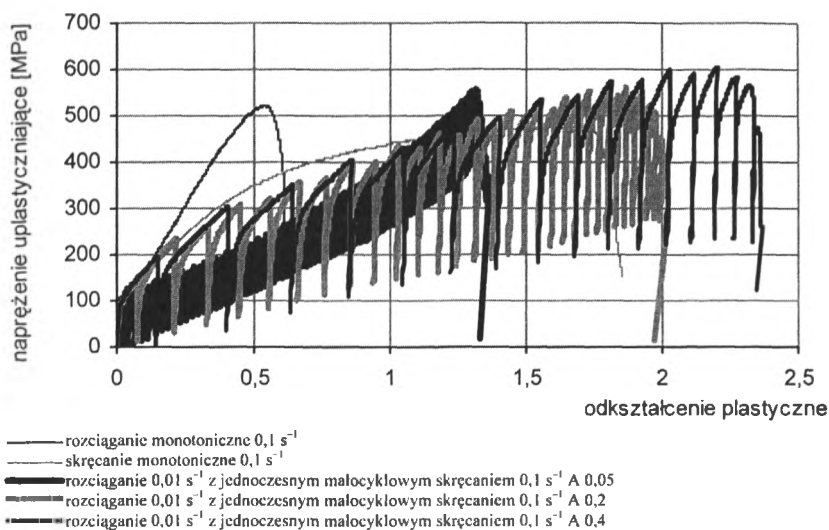
Obniżenie energochłonności procesów kształtowania plastycznego w wyniku zastosowania złożonych schematów odkształcania wymaga również poznania możliwości sterowania poszczególnymi składowymi tensora naprężeń i odkształceń. W przy-

padku opisywanych złożonych dróg odkształcania istotny jest wpływ parametrów odkształcania, takich jak: amplituda, prędkość oraz temperatura odkształcania na naprężenie i odkształcenie graniczne zgodne z kierunkiem rozciągania. Na rysunku 1.55 przedstawiono składowe tensora naprężenia i odkształcenia w kierunku rozciągania dla sposobów odkształcania przedstawionych na rysunku 1.50. Z przebiegów uzyskanych dla brązu CuSi3,5 wynika, że w temperaturze otoczenia im większa jest amplituda małowykłowego skręcania, tym mniejsze jest odkształcenie graniczne w kierunku rozciągania. Największe obniżenie składowej tensora naprężeń zgodnej z kierunkiem rozciągania uzyskuje się dla amplitudy 0,2.

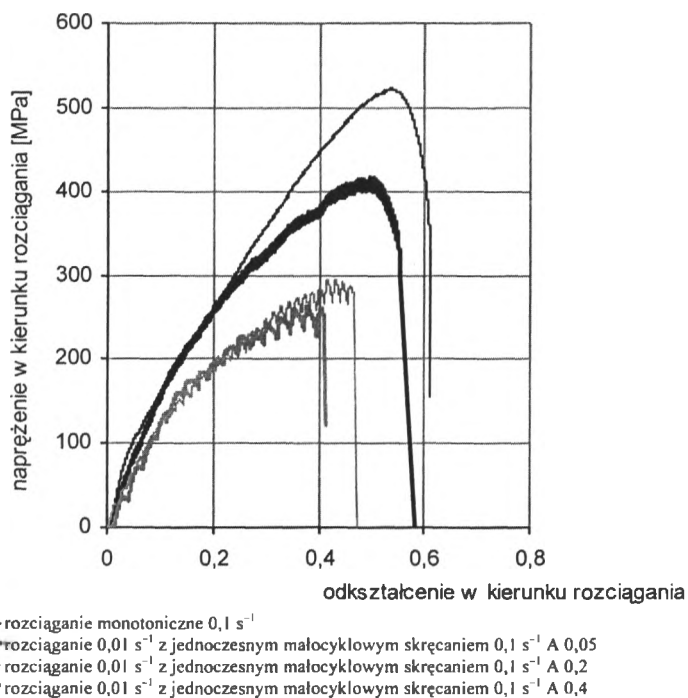


Rys. 1.55. Zależność między naprężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu CuSi3,5 dla różnych sposobów odkształcania w temperaturze pokojowej
(A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

Wprowadzenie skręcania małowykłowego o dowolnej amplitudzie do rozciągania brązu CuSi3,5 w temperaturze 200 °C wpływa na naprężenie uplastyczniające i zastępcze odkształcenie graniczne (rys. 1.56), podobnie jak w temperaturze pokojowej (rys. 1.50). W temperaturze 200 °C uzyskuje się natomiast znacznie większy spadek składowej tensora naprężeń w kierunku rozciągania próbki niż w temperaturze pokojowej, zwłaszcza dla amplitud odkształcenia 0,2 i 0,4 (rys. 1.57).

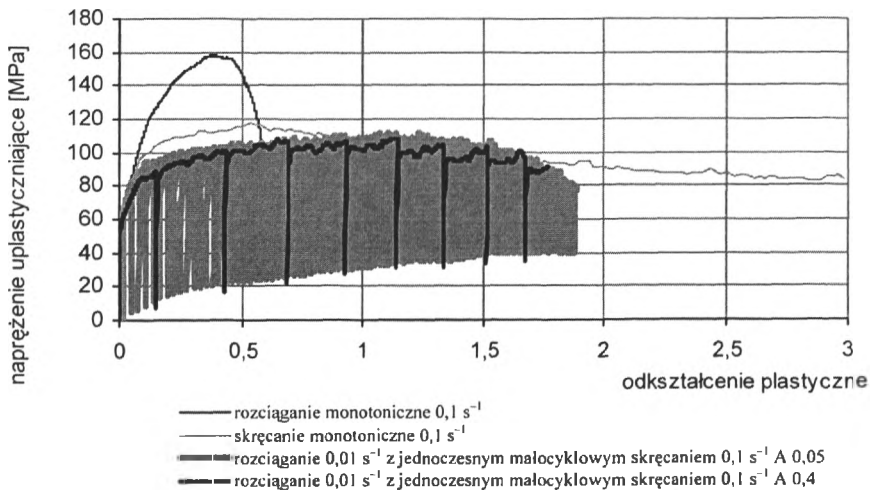


Rys. 1.56. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu CuSi3,5 w temperaturze 200 °C dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małocykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

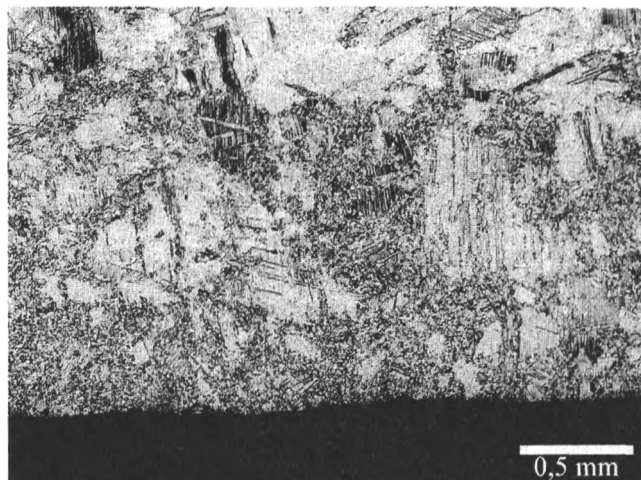


Rys. 1.57. Zależność między naprężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu CuSi3,5 dla różnych sposobów odkształcania w temperaturze 200 °C (A 0,05 oznacza odkształcanie małocykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

W zakresie temperatury obróbki plastycznej na gorąco nałożenie małowykłowego odkształcania na proces rozciągania powoduje bardzo wyraźne zmniejszenie zastępczych odkształceń granicznych, w porównaniu do monotonicznego skręcania, i nieznaczny wzrost tych odkształceń, w porównaniu do monotonicznego rozciągania (rys. 1.58). Naprężenie uplastyczniające ulega natomiast obniżeniu w całym zakresie odkształceń w porównaniu do monotonicznego rozciągania oraz w początkowym zakresie odkształceń w odniesieniu do monotonicznego skręcania i wraz ze wzrostem odkształceń dąży ono asymptotycznie do naprężenia uplastyczniającego stanu ustalonego płynięcia plastycznego, uzyskanego w procesie monotonicznego skręcania. Poziom naprężenia uplastyczniającego jest niezależny od zastosowanej amplitudy. Uzyskane krzywe naprężenie uplastyczniające–odkształcenie dla złożonych dróg odkształcania w tych warunkach nie mają typowego maksimum naprężenia uplastyczniającego, jakie jest charakterystyczne dla monotonicznych procesów odkształcania. Wynika to z faktu, że skręcanie oscylacyjne wraz z rozciąganiem prowadzi do cyklicznej zmiany aktywnych systemów poślizgu, sprzyja to heterogenizacji odkształcenia w pasmach poślizgu. W efekcie tworzą się mikroobszary, w których proces rekrytalizacji dynamicznej wstępuje we wcześniejszym i bardziej rozmytym stadium odkształcania niż podczas odkształcania monotonicznego. Proces rekrytalizacji dynamicznej przebiega więc w sposób niejednorodny, zależny od miejsca, w którym powstało pasmo zlokalizowanego odkształcenia (rys. 1.59). Taki przebieg procesu rekrytalizacji dynamicznej decyduje o nietypowym kształcie krzywych naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne.



Rys. 1.58. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu CuSi_{3,5} w temperaturze 600 °C dla różnych schematów odkształcania
(A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)



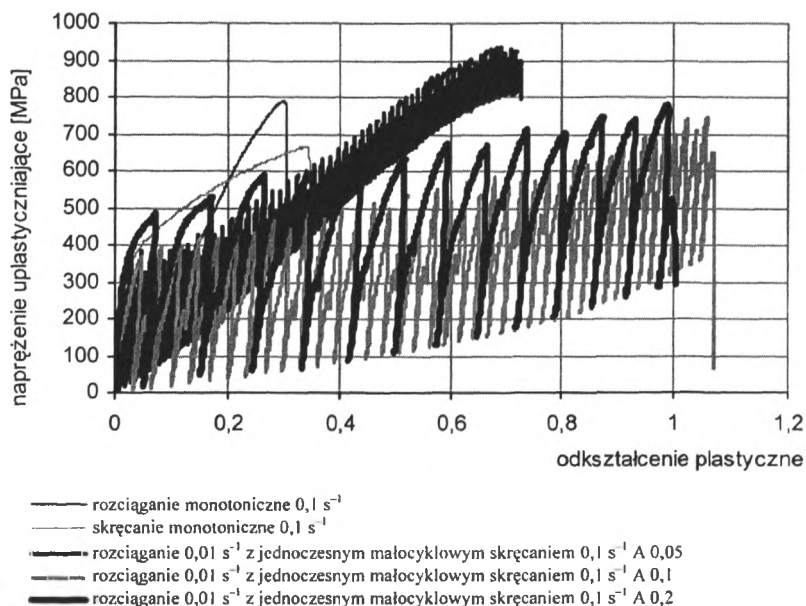
Rys. 1.59. Struktura brązu $\text{CuSi}_{3,5}$ po złożonym odkształceniu $\varepsilon_p = 2$
(skręcanie oscylacyjne z amplitudą 0,2 i rozciąganie)
w temperaturze 600°C z prędkością $0,1\text{ s}^{-1}$

Badania przeprowadzone dla brązu zawierającego większą zawartość krzemu CuSi5 wykazały, że dla tego materiału złożona droga odkształcenia intensywniej wpływa na przebiegi naprężenia uplastyczniające–odkształcenie plastyczne niż dla brązu $\text{CuSi}_{3,5}$ w temperaturze otoczenia. Wprowadzenie małowykłowego skręcania o dowolnej amplitudzie do procesu rozciągania prowadzi do obniżenia zastępczego naprężenia uplastyczniającego oraz zwiększenia zastępczych odkształceń granicznych w stosunku do monotonicznego rozciągania i skręcania w całym zakresie odkształceń (rys. 1.60). Zmiany te są zależne od amplitudy. Najkorzystniejszą drogę odkształcania ze względu na obniżenie naprężenia uplastyczniającego i zwiększenie zastępczych odkształceń granicznych uzyskuje się dzięki połączeniu procesu rozciągania z małowykłowym skręcaniem o amplitudzie odkształcenia wynoszącej 0,1.

Zastosowanie przedstawionej na rysunku 1.60 złożonej drogi odkształcania brązu CuSi5 w temperaturze pokojowej prowadzi do wyraźnego obniżenia składowej tensora naprężeń zgodnej z kierunkiem rozciągania. Największy spadek tej składowej wystąpił dla amplitudy 0,1 (rys. 1.61). Ponadto dla amplitudy 0,05, oprócz spadku naprężenia uplastyczniającego, wystąpiło korzystne zjawisko wzrostu odkształceń granicznych, czego nie obserwowano w przypadku brązu $\text{CuSi}_{3,5}$.

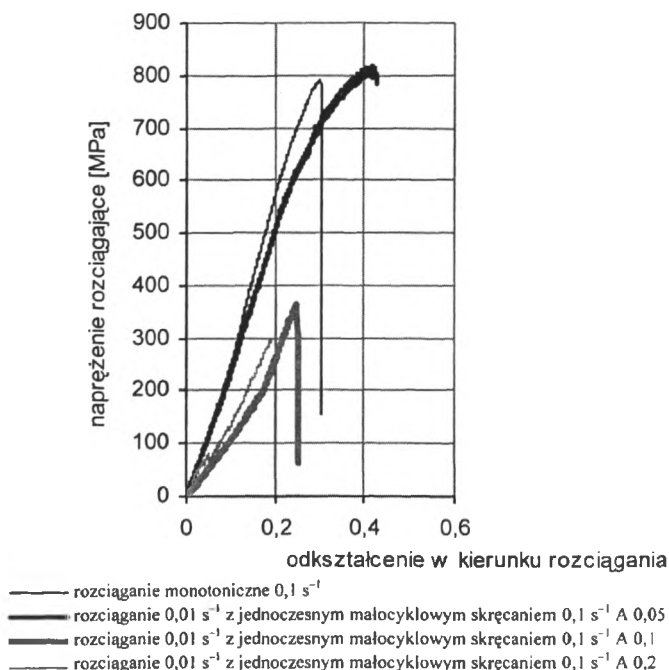
Podwyższenie temperatury do 200°C nie wpływa istotnie na zmianę przebiegów naprężenia uplastyczniającego–odkształcenie w stosunku do temperatury pokojowej.

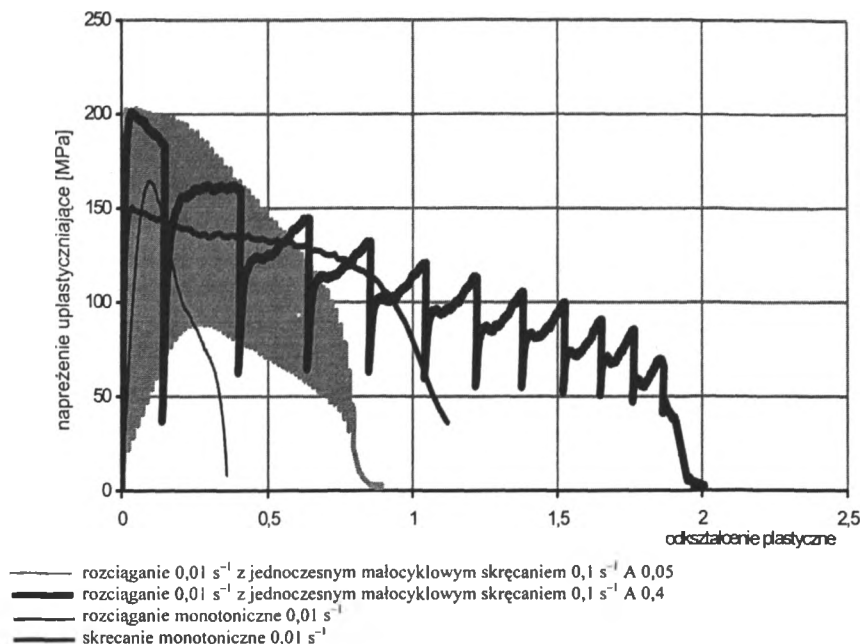
W zakresie temperatury obróbki plastycznej na gorąco wprowadzenie małowykłowego skręcania do procesu rozciągania prowadzi do niekorzystnego zjawiska – zwiększenia naprężenia uplastyczniającego dla wszystkich zastosowanych amplitud w stosunku do prób monotonicznych (rys. 1.62).



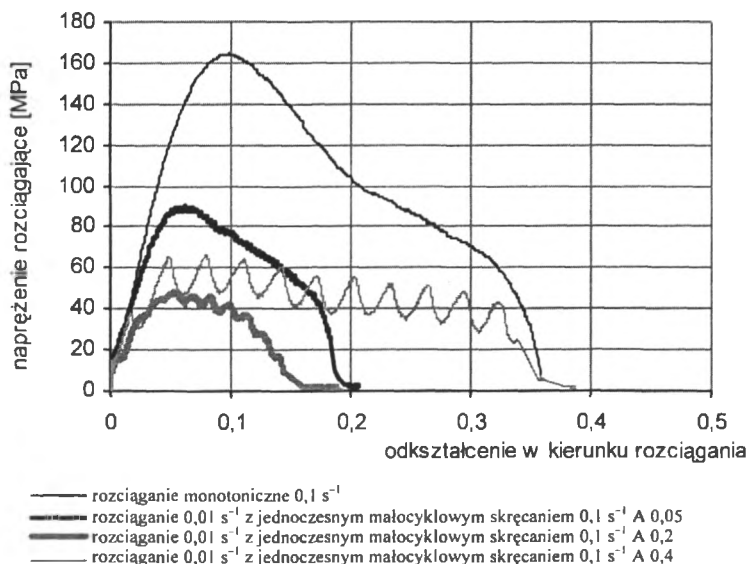
Rys. 1.60. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu krzemowego CuSi5 w temperaturze pokojowej dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

Rys. 1.61. Zależność między naprężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu krzemowego CuSi5 w przypadku różnych sposobów odkształcania w temperaturze pokojowej (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)





Rys. 1.62. Przebiegi napężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu krzemowego CuSi5 w temperaturze 600 °C w przypadku różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie maocyklowe z amplitudą odkształcania 0,05)

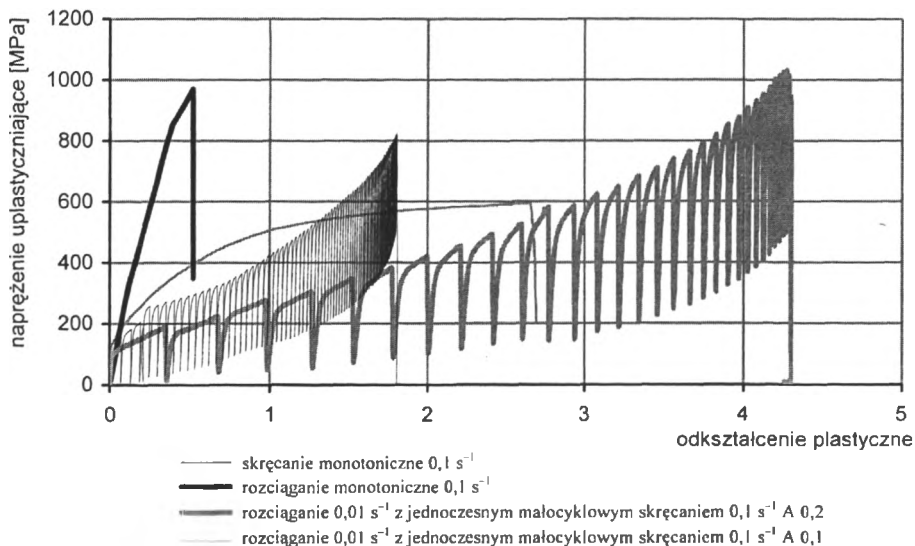


Rys. 1.63. Zależność między napężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu krzemowego CuSi5 dla różnych sposobów odkształcania w temperaturze 600 °C (A 0,05 oznacza odkształcanie maocyklowe z amplitudą odkształcania 0,05)

Małocyklowe skręcanie nałożone na monotoniczne rozciąganie brązu CuSi5 w temperaturze 600 °C powoduje wyraźne obniżenie składowej tensora naprężenia i zastępczego odkształcenia granicznego zgodnych z kierunkiem rozciągania (rys. 1.63). Takie zachowanie się materiału w tych warunkach należy tłumaczyć lokalizacją odkształcenia w pasmach ścinania, w których następnie zachodzi proces rekrytalizacji dynamicznej, pogłębiając lokalizację w tych pasmach, prowadzącą do szybkiego zniszczenia materiału. W przypadku obróbki plastycznej na zimno lokalizacja odkształcenia nie jest intensyfikowana w pasmach ścinania przez proces rekrytalizacji dynamicznej, dzięki czemu uzyskuje się dla złożonej drogi odkształcania znacznie większe wartości odkształcenia granicznego niż w procesach monotonicznego odkształcania.

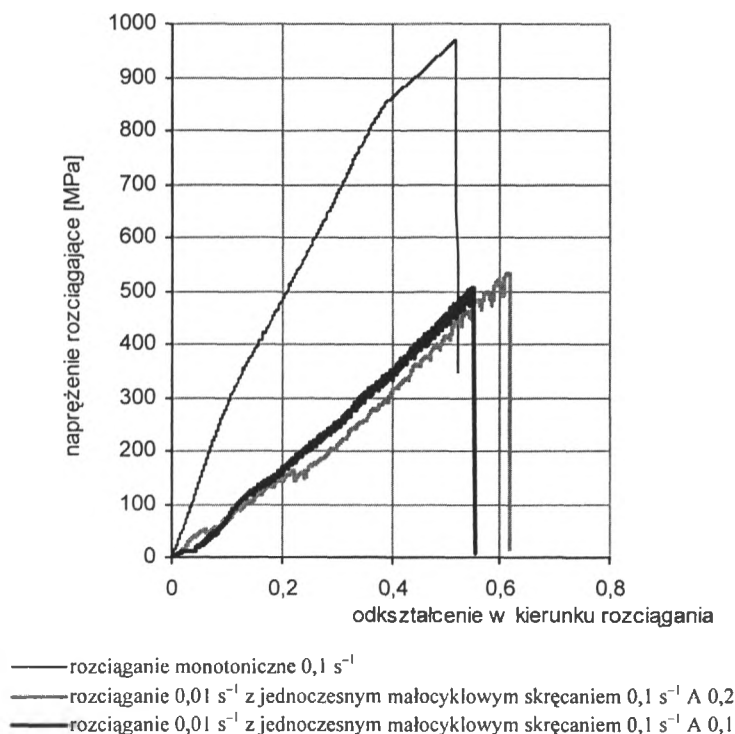
Z przedstawionych przebiegów dla brązów krzemowych wynika, że wpływ złożonej drogi odkształcania na ich zachowanie zależy zarówno od temperatury i prędkości odkształcania, zastosowanej amplitudy, jak i od rodzaju materiału. Dalej przedstawiono wpływ złożonej drogi odkształcania na zachowanie się brązu aluminium CuAl8.

Brąz aluminium CuAl8 w złożonych schematach odkształcania w temperaturze otoczenia i 200 °C zachowuje się bardzo podobnie jak brąz krzemowy CuSi5. Dowodem tego są przebiegi naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia plastycznego, uzyskane dla złożonych schematów odkształcania brązu CuAl8 przedstawione na rysunku 1.64. W tych złożonych warunkach odkształcania małocyklowe skręcanie o amplitudzie 0,2 wywołuje spadek naprężenia uplastyczniającego w całym zakresie odkształceń oraz wzrost odkształceń granicznych w porównaniu do odkształcania monotonicznego.



Rys. 1.64. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu aluminium CuAl8 w temperaturze 200 °C dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małocyklowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

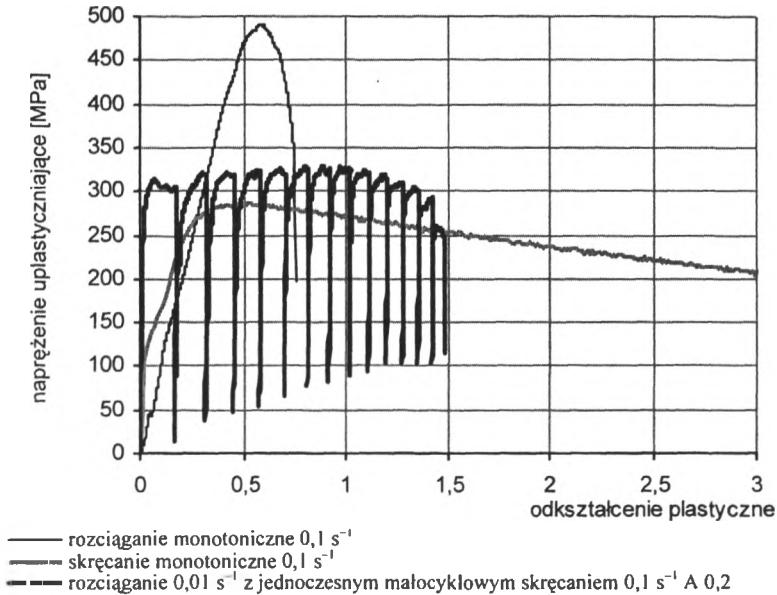
Nałożenie małowykłowego skręcania o zastosowanych amplitudach na proces rozciągania brązu CuAl8 prowadzi do wyraźnego obniżenia składowej tensora naprężenia oraz wzrostu odkształceń granicznych zgodnych z kierunkiem rozciągania próbki (rys. 1.65).



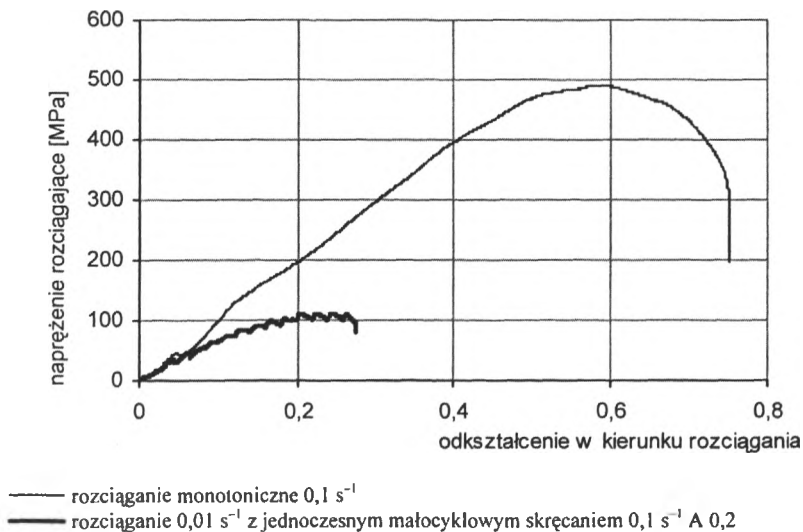
Rys. 1.65. Zależność między naprężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu aluminiowego CuAl8 dla różnych sposobów odkształcania w $200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

W warunkach obróbki plastycznej na gorąco w złożonych schematach odkształcenia otrzymuje się poziom naprężenia uplastyczniającego zbliżony do poziomu uzyskiwanego podczas monotonicznego skręcania, oraz spadek zastępczych odkształceń granicznych w stosunku do odkształceń granicznych w procesie monotonicznego skręcania i wzrost w stosunku do monotonicznego rozciągania (por. rys. 1.66).

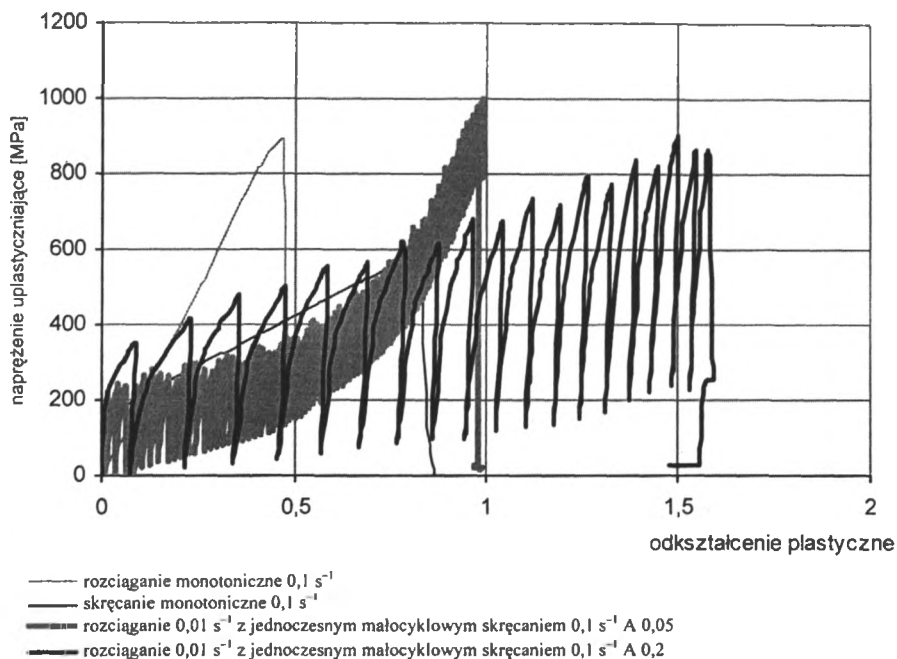
Zastosowanie schematów odkształcania przedstawionych na rysunku 1.66 prowadzi do wyraźnego obniżenia składowych tensora naprężenia i odkształceń granicznych zgodnych z kierunkiem rozciągania (rys. 1.67).



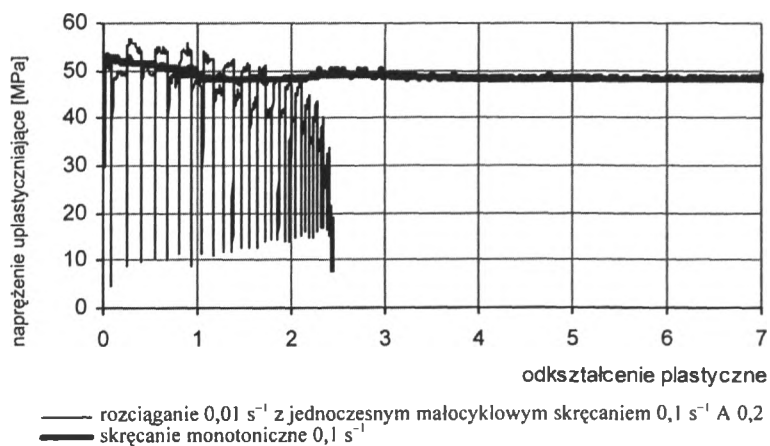
Rys. 1.66. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu aluminiowego CuAl8 w temperaturze $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małocyklowe z amplitudą odkształcenia 0,05)



Rys. 1.67. Zależność między naprężeniem a odkształceniem w kierunku rozciągania brązu aluminiowego CuAl8 dla różnych sposobów odkształcania w temperaturze $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (A 0,05 oznacza odkształcanie małocyklowe z amplitudą odkształcenia 0,05)



Rys. 1.68. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu CuAl10 w temperaturze otoczenia dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)



Rys. 1.69. Przebiegi naprężenie uplastyczniające–odkształcenie plastyczne brązu CuAl10 w temperaturze $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ dla różnych schematów odkształcania (A 0,05 oznacza odkształcanie małowykłowe z amplitudą odkształcenia 0,05)

Na rysunkach 1.68 i 1.69 przedstawiono wyniki wpływu omawianych złożonych dróg odkształcania na przebiegi naprężenia uplastyczniającego dla brązu aluminowego CuAl10 uzyskane w temperaturze pokojowej i 600 °C. Potwierdzają one uzyskane dla innych materiałów rezultaty, z których wynika, że w warunkach obróbki plastycznej na zimno wpływ ten jest korzystny, w porównaniu do monotonicznego skręcania i rozciągania, w podwyższonej temperaturze natomiast złożone drogi odkształcania czasami powodują nawet zwiększenie naprężenia uplastyczniającego i znaczne zmniejszenie odkształceń granicznych w stosunku do odkształcania monotonicznego.

1.5.3. METODYKA BADANIA ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁÓW PODCZAS ODKSZTAŁCANIA ZŁOŻONEGO

Jak już wcześniej powiedziano, w nowoczesnych procesach kształtowania plastycznego, takich jak np. procesy kucia za pomocą kowarek, coraz częściej stosuje się procesy o złożonych drogach odkształcania, dlatego wydaje się celowe:

- poznanie możliwości obniżenia poziomu naprężenia uplastyczniającego oraz zwiększenia odkształceń granicznych wybranych materiałów przez właściwy dobór złożonych warunków odkształcania,

- zbadanie wpływu wybranej złożonej drogi odkształcania na zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia i na odkształcenie graniczne,

- porównanie otrzymanej zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia plastycznego dla złożonej drogi odkształcania z zależnością naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia plastycznego otrzymaną dla prostej drogi odkształcania, np. w próbie monotonicznego rozciągania czy skręcania, w takich samych warunkach odkształcania.

Do małoskalowego odkształcania można stosować próbki przedstawione na rysunku 1.3 i plastometr skręcający (rys. 1.1) [49], szczegółowo opisany w p. 1.2. Badania przy użyciu tego plastometru mogą być realizowane w szerokim zakresie amplitudy odkształceń, temperatury od 20 do 1100 °C i prędkości odkształcania od 10^{-3} do 10^2 s^{-1} , co pokrywa zakresy tych parametrów stosowanych w przemysłowych procesach kształtowania plastycznego. Na rysunku 1.70 pokazano schemat obciążenia w próbce odkształcanej na plastometrze (przedstawionym na rysunku 1.1), wywołany złożonymi drogami odkształcania.

Gdy odkształcana próbka jest obciążona zarówno momentem skręcającym, jak i osiową siłą ściskającą lub rozciągającą, zastępcze naprężenie uplastyczniające, zwane najczęściej naprężeniem uplastyczniającym, oblicza się z uwzględnieniem siły osiowej ze wzoru (1.51), zastępcze odkształcenie plastyczne ε_{pi} natomiast z zależności

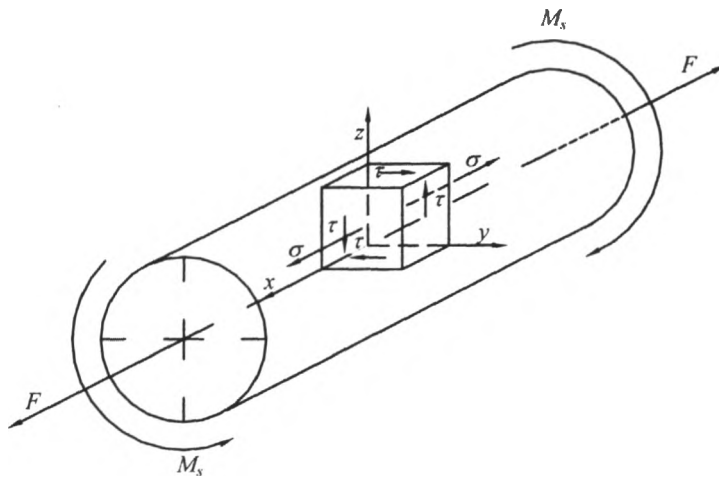
$$\varepsilon_{pi} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{3\varepsilon_p^2 + \gamma_p^2}, \quad (1.102)$$

oraz zastępczą prędkość odkształcania ze wzoru

$$\dot{\epsilon}_e = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{3\dot{\epsilon}_p^2 + \dot{\gamma}_p^2}, \quad (1.103)$$

w których:

- ϵ_p – odkształcenie plastyczne spowodowane rozciąganiem lub ściskaniem, wyznaczone ze wzorów (1.26) lub (1.33),
- γ_p – postaciowe odkształcenie plastyczne wywołane momentem skręcającym, opisane równaniem (1.39).



Rys. 1.70. Schemat obciążenia próbki poddanej skręcaniu z jednoczesnym rozciąganiem lub ściskaniem

W przypadku złożonych procesów odkształcania, składających się ze skręcania połączonego z rozciąganiem, zmienia się długość próbki, dlatego podczas obliczania zarówno naprężeń, jak i odkształceń należy uwzględnić zmianę jej długości i przekroju.

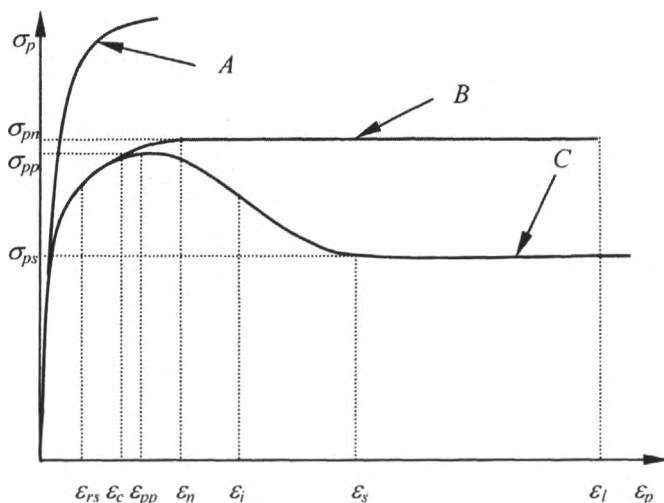
2. OBRÓBKA PLASTYCZNA NA GORĄCO

2.1. OGÓLNA CHARAKTERYSTYKA PROCESÓW KSZTAŁTOWANIA PLASTYCZNEGO NA GORĄCO

Krzywe zmian naprężenia uplastyczniającego σ_p w funkcji odkształcenia plastycznego ε_p mają postać zależną od rodzaju i właściwości materiału, jak również od warunków odkształcania, w tym głównie temperatury i prędkości odkształcania. Proces odkształcenia plastycznego można opisać za pomocą jednej z trzech krzywych przedstawionych na rysunku 2.1. Krzywe te mają różny przebieg, zależny w dużym stopniu od energii błędu ułożenia (*EBU*) [57, 116, 131]. W niskiej temperaturze przy prędkościach odkształcania większych od tych, przy których zachodzi pełzanie, dominują procesy umocnienia (rys. 2.1 – krzywa *A*). W wyższej temperaturze w stopach o dużej *EBU*, w których dominującym mechanizmem usuwania skutków umocnienia jest zdrowienie dynamiczne, po początkowym wzroście naprężenia uplastyczniającego w zakresie odkształceń $\varepsilon_p \leq \varepsilon_n$ ustala się ono na poziomie σ_{pn} , zwanym naprężeniem nasycenia. Utrzymuje ono stałą wartość aż do momentu powstania pęknięć przy odkształceniu granicznym ε_l (rys. 2.1 – krzywa *B*). Odkształcenie ε_n określa początek osiągnięcia stanu nasycenia. Do opisanego takiego przebiegu naprężenia uplastyczniającego najczęściej stosuje się zależności podane przez Voce [157, 158]. W stopach o małej *EBU*, charakteryzujących się ograniczoną zdolnością do wysokotemperaturowego zdrowienia dynamicznego, osiąga się – w wyniku wzrostu gęstości dyslokacji – takie zmagazynowanie energii, które umożliwia zapoczątkowanie rekrytalizacji dynamicznej po osiągnięciu odkształcenia krytycznego ε_c . Prowadzi to do spadku naprężenia w zakresie odkształceń $\varepsilon_{pp} - \varepsilon_c$, określanego jako osłabienie materiału i ustaleniu się stanu stacjonarnego na poziomie σ_{ps} , przy odkształceniach większych niż ε_c (rys. 2.1 – krzywa *C*).

Niestabilność (spadek) naprężenia uplastyczniającego podczas odkształcania w wysokiej temperaturze może być także tłumaczona inną przyczyną niż rekrytalizacja dynamiczna [22, 102]. Zaobserwowano bowiem, że rekrytalizacja taka, zachodząca w obszarach zlokalizowanego płynięcia plastycznego, może w być traktowana jako

proces wtórny [101]. Potwierdzają to wyniki badań prowadzonych na monokryształach, które wykazały, że spadek naprężenia podczas rozciągania wiąże się z niestabilnością mechaniczną w postaci lokalizacji odkształceń. W niższej temperaturze strukturalna i mechaniczna niestabilność może być wywołana samorzutną zmianą drogi odkształcenia [26], a także przez zewnętrznie narzuconą zmianę schematu obciążania. Oznacza to, że kolejna deformacja może wybrać inny, bardziej korzystny, system poślizgu, od tego, który był uruchomiony we wcześniejszym stadium odkształcania, i może to wpłynąć na zmianę naprężenia uplastyczniającego.



Rys. 2.1. Charakterystyczne przebiegi naprężenia w funkcji odkształcenia

W materiałach polikrystalicznych poślizg w pojedynczych ziarnach napotyka ograniczenia ze strony sąsiadujących ziaren. Zachowanie warunku nierozdzielczości odkształceń wymaga akomodacji niekompatybilnych odkształceń sąsiadujących ze sobą ziaren. Akomodacja może nastąpić przez sprężystą lub sprężysto-plastyczną deformację. Do zajścia akomodacji potrzebna jest dodatkowa energia, w postaci energii sprężystej lub pracy odkształcenia plastycznego, koniecznej do wywołania poślizgu w kilku niezależnych systemach. Początkowy homogeniczny, wielosystemowy poślizg wewnątrz ziaren w miarę odkształcania przekształca się w mikropasma ścinania, które z dalszym wzrostem odkształcenia grupują się w makroskopowe pasma ścinania.

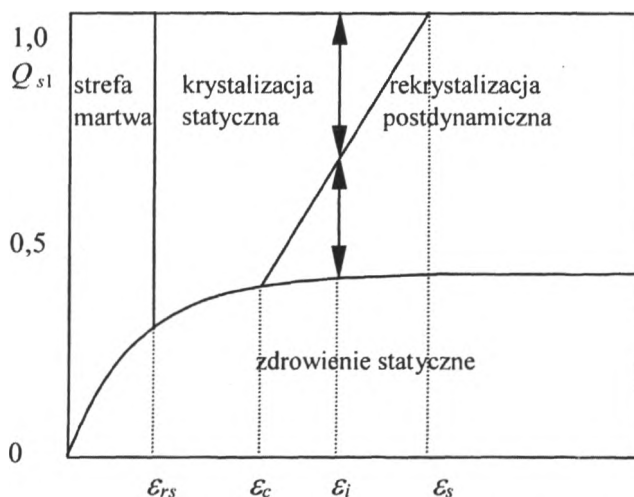
Pierwsze stadium ewolucji poślizgu w mikropasmach ścinania prowadzi do wydłużenia swobodnej drogi dyslokacji λ , dzięki czemu – zgodnie z zależnością Orowana $\gamma = b\rho\lambda$ – wzrostowi odkształcenia nie musi towarzyszyć wzrost gęstości dyslokacji, a tym samym wzrost umocnienia. Odkształcanie przez mikro- i makropasma ścinania jest specyficznym mechanizmem poślizgu, który nie generuje ograniczeń wewnętrznych, ponieważ pole przemieszczeń jest jednorodne w obszarze kilku ziaren.

Można oczekiwać, że w zakresie odkształceń, w którym występują mikro- i makropasma ścinania, następuje osłabienie materiału.

Jest mało prawdopodobne, aby istniał jeden uniwersalny proces wywołujący spadek naprężenia uplastyczniającego; wydaje się, że mogą zachodzić różne procesy, a dominacja jednego z nich zależy od rodzaju materiału i warunków odkształcania.

Właściwości wyrobów po obróbce termomechanicznej zależą od rodzaju procesów zachodzących podczas i po odkształceniu. Podczas odkształcania obserwuje się dynamiczne procesy umocnienia i osłabienia [62]; zależą one od prędkości odkształcania, która istotnie wpływa na zachowanie się materiałów [163, 164]. **Proces umocnienia wywołany jest przede wszystkim wzrostem gęstości dyslokacji, procesowi osłabienia natomiast, obejmującemu zdrowienie dynamiczne i rekrytalizację dynamiczną, towarzyszy porządkowanie i anihilacja dyslokacji.** Dalszą zmianę właściwości odkształcanego materiału można uzyskać jedynie w procesach statycznych, jakie zachodzą po zakończonym odkształcaniu, bądź w przerwach pomiędzy kolejnymi odkształceniami, np. pomiędzy kolejnymi operacjami kucia lub walcowania.

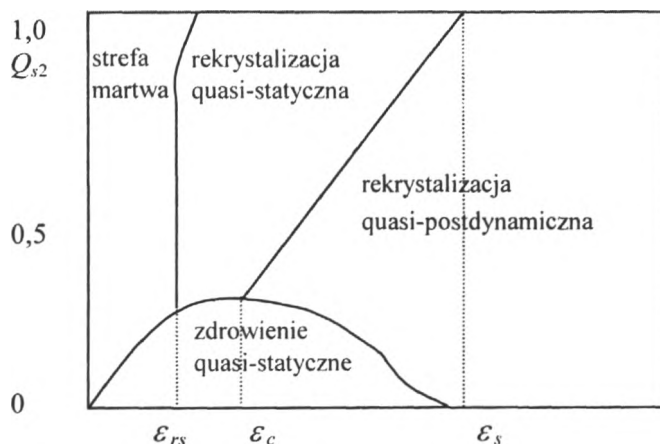
Jeżeli proces odkształcania zostanie przerwany, to w zależności od warunków odkształcania, przy których to nastąpiło, czyli od ilości zmagazynowanej energii w materiale, zachodzą różne procesy osłabienia. Istniejące mapy, obrazujące przebieg tych procesów i ich oddziaływanie na naprężenie uplastyczniające, wykazują wyraźne między sobą różnice. W przypadku stali stosowana jest mapa przedstawiona na rysunku 2.2, według niej udział zdrowienia statycznego w osłabieniu w zakresie odkształceń od 0 do ϵ_s zwiększa się i po przekroczeniu odkształcenia ϵ_s zachowuje stałą wartość.



Rys. 2.2. Wpływ odkształcenia na udział procesów odbudowy struktury stali

Wydaje się, że koncepcja ta nie jest słuszna, zwiększenie bowiem odkształcania w zakresie odkształceń od ε_c do ε_s powoduje zwiększenie liczby zarodków rekrytalizacji postdynamicznej i jej udziału w osłabieniu, a tym samym powinien zmniejszać się udział zdrowienia statycznego w osłabieniu.

Inny przebieg procesów uzyskano w przypadku miedzi (rys. 2.3) metodą badania procesów wysokotemperaturowego odkształcania [51], która sprowadza się do analizy zmian naprężenia uplastyczniającego podczas relaksacji naprężeń po różnych stopniach odkształcenia i na tej podstawie określania osłabienia materiału O_{s2} , opisanego dokładniej w p. 2.3.4. Z rysunku 2.3 wynika, że odpowiednią liczbę zarodków rekrytalizacji postdynamicznej, eliminującą całkowicie zdrowienie statyczne, uzyskuje się w momencie, gdy odkształcenie osiągnie wartość odkształcenia ε_s . Po przekroczeniu tego odkształcenia osiąga się równowagę pomiędzy procesami dynamicznego umocnienia i osłabienia, dalsze osłabienie statyczne zachodzi w całości w wyniku rekrytalizacji postdynamicznej.



Rys. 2.3. Wpływ odkształcenia na udział procesów odbudowy struktury miedzi [51]

Różnice występujące pomiędzy rysunkami 2.2 i 2.3 mogą wynikać nie tylko z użycia do badań różnych materiałów, ale także z nieco odmiennej metodyki badań. Na rysunku 2.2 pokazano bowiem procesy zachodzące w materiale całkowicie odciążonym, natomiast na rysunku 2.3 – w materiale poddanym relaksacji naprężeń. Dlatego też na rysunku 2.3 użyto w tym przypadku przedrostka quasi.

Pierwsza metoda polega na sekwencyjnym odkształcaniu z zastosowaniem przerw w procesie odkształcania i określaniu tzw. osłabienia statycznego materiału O_{s1} opisanego zależnością

$$O_{s1} = \frac{\sigma_{pb} - \sigma'_{p0}}{\sigma_{pb} - \sigma_{p0}}, \quad (2.1)$$

w której:

σ_{ph} – naprężenie uplastyczniające w momencie przerwania odkształcania,

σ_{p0} – początkowa granica plastyczności,

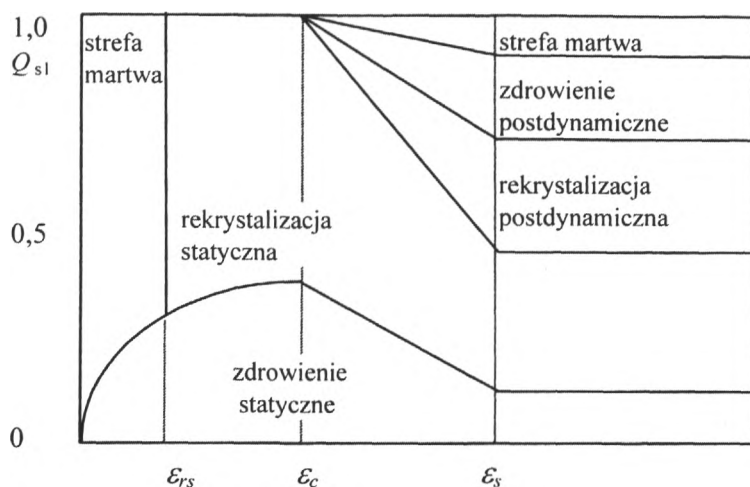
σ'_{p0} – granica plastyczności przy ponownym obciążaniu.

Druga metoda, opisana w p. 2.3.4, polega na analizie zmian naprężenia relaksacji.

Potwierdzeniem takiej przyczyny różnic są wyniki uzyskane w pracy [155], w której porównano przebiegi procesów zdrowienia i rekrytalizacji zachodzące w miedzi, uzyskane tymi dwiema odmiennymi metodami. Stwierdzono, że prędkość przebiegu procesu zdrowienia jest mniejsza, natomiast rekrytalizacji jest większa w materiale poddanym relaksacji naprężeń aniżeli przy jego całkowitym odciążeniu. Różnice te zmniejszają się ze wzrostem temperatury i prędkości odkształcania, towarzyszy temu bowiem zmniejszone również oddziaływanie procesu zdrowienia. Badania przedstawione w pracy [155] wykazały, że jeżeli proces odkształcania zostanie przerwany przy takiej samej wartości naprężenia uplastyczniającego, to zrekrystalizowane ziarna mają zbliżone rozmiary, niezależnie od zastosowanej metody badania osłabienia.

Jeszcze inny przebieg procesów osłabienia po zakończonym procesie odkształcania przedstawiono w przypadku niklu (rys. 2.4) [142]. Jak wynika z tego rysunku, w procesie osłabienia zachodzącym po zakończonym odkształcaniu zostały wyodrębnione nie tylko dwa rodzaje rekrytalizacji: statyczna i postdynamiczna, ale również zdrowienie zostało podzielone na zdrowienie statyczne i postdynamiczne. Struktura zrekrystalizowanego dynamicznie niklu, dla odkształceń większych od krytycznych, zawiera trzy różne obszary: obszar z zarodkami rekrytalizacji dynamicznej, obszar z rosnącymi w wyniku rekrytalizacji dynamicznej ziałami charakteryzującymi się gradientem gęstości dyslokacji oraz obszar ze zrekrystalizowanymi dynamicznie ziałami [142]. Po zakończonym odkształcaniu wcześniej utworzone zarodki rosną, prowadząc do rekrytalizacji postdynamicznej.

Postdynamiczne zdrowienie zachodzi w rosnących zrekrystalizowanych ziałach o gradiencie dyslokacji, który nie prowadzi do utworzenia zarodków nowych ział ze względu na zbyt małą gęstość dyslokacji. Takie ziałna są stabilne nawet w wysokiej temperaturze. W obszarze o umocnionych krytycznie ziałach po okresie inkubacji zachodzą procesy statycznego zdrowienia i rekrytalizacji [142]. Procesy postdynamicznego zdrowienia przebiegają bardzo szybko, zostają zakończone w ciągu 10^{-4} s, co podważa możliwość doświadczonego zróżnicowania zdrowienia na dwa odrębne procesy. Poza tym po przekroczeniu odkształceń zapoczątkowujących stabilne płyniećie plastyczne struktura zrekrystalizowana dynamicznie charakteryzuje się stabilną wielkością ziałen zależną tylko od poziomu naprężenia uplastyczniającego lub parametru Zenera–Hollomona. W takiej sytuacji trudno sobie wyobrazić, aby znaczna część ziałen, jak to wynika z rysunku 2.4, była umocniona krytycznie oraz nie wydaje się prawdopodobne, aby po przekroczeniu odkształcenia ε_c istniała strefa martwa, skoro już przy mniejszych odkształceniach nastąpił jej całkowity zanik.



Rys. 2.4. Wpływ odkształcenia na udział procesów odbudowy struktury niklu [142]

Zachowanie się materiału w procesach przeróbki plastycznej może być opisane przez omawiane procesy umocnienia i osłabienia, które w klasycznym opisie zjawisk strukturalnych zależą przede wszystkim od parametrów procesu odkształcania, tj. temperatury, odkształcenia i prędkości odkształcania, a w mniejszym stopniu od parametrów struktury, takich jak wielkość ziaren. Taki sposób opisu zachowania się materiałów nie uwzględnia w pełni historii odkształcenia, co szczególnie w przypadku odkształcania w podwyższonej temperaturze może prowadzić do większych błędów. Dlatego oprócz takiego klasycznego opisu coraz częściej stosowany jest opis uwzględniający mikrostrukturę materiału [57, 64, 133, 134, 143].

Do modelowania ewolucji mikrostruktury stali stosuje się najczęściej modele termomechaniczne [132–135], oparte na zmodyfikowanych równaniach podanych w postaci zamkniętej [144, 149], które opisują udział objętości zrekrystalizowanej austenitu, czas 95% rekrytalizacji i czas konieczny do 50% rekrytalizacji, zrekrystalizowaną wielkość ziaren i rozrost ziaren po odkształceniu lub rozkład prawdopodobieństwa gęstości dyslokacji [143].

W ostatnich latach do sterowania właściwościami wyrobów, które zależą od dynamicznych i statycznych procesów zachodzących podczas i po odkształceniu, stosuje się implementacje modeli opisujących zachowanie się materiałów do metody elementów skończonych oraz udoskonala się je, wprowadzając do nich dodatkowe elementy [116, 135, 145].

W dalszej części pracy scharakteryzowano procesy umocnienia i osłabienia zachodzące dynamicznie i statycznie oraz sposoby matematycznego ich opisu.

2.2. DYNAMICZNE I STATYCZNE PROCESY UMOCNIEŃ I OSŁABIENIA MATERIAŁU

2.2.1. UMOCNIEŃ

W początkowym okresie odkształcania plastycznego zachodzi proces umacniania się materiału, w którym można wyróżnić dwa stadia. W pierwszym stadium, kiedy odkształcenie jest bardzo małe, następuje wzrost gęstości dyslokacji do wartości $\rho = 10^{11} - 10^{12} \text{ m}^{-2}$, tj. o rząd wielkości wyższej w stosunku do stanu wyżarzonego. Materiał w tym stadium charakteryzuje się prawie liniową zależnością naprężenia od odkształcenia oraz nieznacznym umocnieniem spowodowanym łatwym poślizgiem dyslokacji w jednym, pierwotnym systemie poślizgu.

W momencie, gdy nachylenie stycznej do krzywej $\sigma_p - \epsilon_p$ zmniejsza się o rząd wielkości w stosunku do jej początkowego nachylenia, rozpoczyna się drugie stadium umocnienia. Praktycznie odpowiada to punktowi przecięcia się krzywej $\sigma_p - \epsilon_p$ z prostą równoległą do początkowego prostoliniowego odcinka tej krzywej, przechodzącą przez punkt o wartości odkształcenia plastycznego równej 0,002. W drugim stadium następuje dalszy wzrost gęstości dyslokacji do wartości $\rho = 10^{14} - 10^{15} \text{ m}^{-2}$ [20]. Jednocześnie postępują procesy anihilacji dyslokacji za pośrednictwem zdrowienia dynamicznego, tj. poślizgu poprzecznego i wspinania dyslokacji, co powoduje odejście od prostoliniowego charakteru zależności $\sigma_p(\epsilon)$ dominującego w pierwszym stadium umocnienia.

W procesie tym zasadnicze znaczenie ma wspinanie dyslokacji zależne od stężenia wakansów. Zwiększenie stężenia wakansów ponad stężenie równowagowe zależy od zdolności do ruchu uskoków utworzonych na dyslokacjach, ponieważ włączenie uskoków przez dyslokacje generuje rzędy wakansów lub atomów międzywęzłowych.

Przemieszczanie się uskoków jest łatwiejsze w metalach o dużej *EBU*, gdyż tylko nieliczne uskoki są zdysocjowane, dlatego też metale o dużej *EBU*, np. aluminium, stale ferrytyczne, czy $\text{Ti-}\alpha$, 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, jak to już wcześniej zaznaczono, przy większych odkształceniach nie następuje obniżenie naprężenia uplastyczniającego, lecz naprężenie osiąga stan nasycenia, który nie ulega zmianie aż do momentu zniszczenia materiału. 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 i umożliwia rozpoczęcie rekrytalizacji dynamicznej.

Maksymalna wartość naprężenia uplastyczniającego zwiększa się wraz z obniżeniem temperatury i wzrostem prędkości odkształcania. 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 *EBU* metali. Pierwiastki stopowe, tworzące roztwory stałe, zwiększają wprawdzie wartość naprężenia uplastyczniającego, ale nie wpływają w istotny sposób na zmianę współczynnika umocnienia w początkowym zakresie odkształcania [23], co świadczy o pokrewnych mechanizmach umocnienia czystych metali i stopów będących roztworami stałymi. Wyraźniejszą zmianę współczynnika umocnienia obserwuje się dopiero w drugim stadium umocnienia, gdzie pierwiastki te utrudniają odkształcanie we wtórnych systemach poślizgu. Oddziaływanie pierwiastków stopowych na umocnienie stopów tłumaczy się ich oddziaływaniem na mechanizmy odkształcania [23]. Zwiększenie granicy plastyczności roztworów stałych jest spowodowane nie tylko inną niż w czystych metalach strukturą dyslokacyjną, ale również wzajemnym oddziaływaniem rozpuszczonych atomów z dyslokacjami [23].

Pierwiastki domieszkowe, zajmujące luki tetraedryczne (H) lub oktaedryczne (N, O, C), powodują umocnienie metali lub stopów według innych mechanizmów aniżeli pierwiastki stopowe zajmujące w roztworze pozycje węzłowe lub tworzące koherentne i niekoherentne fazy międzymetaliczne. W dostatecznie niskiej temperaturze umocnienie roztworów stałych wiąże się 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. Zgodnie z teorią Motta–Nabarro, zmodyfikowaną przez Friedla i Fleischera, podstawowy wkład w umocnienie roztworów stałych nie jest spowodowany blokującym oddziaływaniem atmosfer obcych atomów, lecz zwiększonym tarciem sieci, spowodowanym różnicą średnic atomowych i modułów sprężystości postaciowej atomów pierwiastka rozpuszczonego i rozpuszczalnika. Nowe teorie umocnienia odkształceniowego uwzględniają, oprócz stężenia, także wpływ rozkładu atomów składnika rozpuszczonego na umocnienie odkształceniowe stopów.

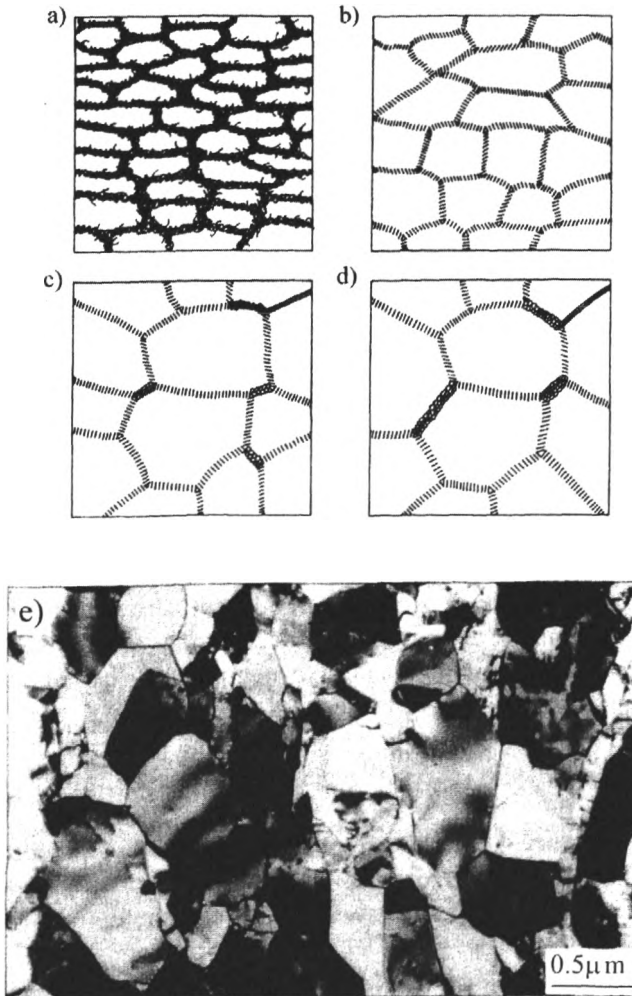
Na wartość naprężenia uplastyczniającego mają również wpływ cząstki drugiej fazy występujące w stopie przed odkształceniem. Wpływ wydzielen na umocnienie stopu zależy od ich udziału objętościowego, wymiarów i sposobu rozmieszczenia, a także wzajemnego oddziaływania cząstek z dyslokacjami osnowy. Podczas 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, dyslokacje przechodzące przez cząstki drugiej fazy mogą doprowadzić do ich rozpuszczania. Sposób zachowania się wydzielen drugiej fazy warunkuje stopień umocnienia stopu.

Znaczący wpływ dodatków stopowych na proces umocnienia stopu obserwuje się przede wszystkim w niższej temperaturze do około 0,4–0,5 temperatury homologicznej [23].

2.2.2. ZDROWIENIE

Zdrowienie statyczne

Zdrowienie statyczne zachodzi w wyniku poślizgu poprzecznego, wspinania, kombinacji i anihilacji dyslokacji. Prowadzi ono do stopniowego zmniejszenia naprężenia uplastyczniającego. Energia aktywacji zdrowienia statycznego zwykle odpowiada energii dyfuzji objętościowej. Charakteryzuje się ono tym, że rozpoczyna się natychmiast, bez okresu inkubacyjnego. Ewolucję struktury komórkowej podczas zdrowienia statycznego przedstawiono na rysunku 2.5.



Rys. 2.5. Ewolucja struktury podczas zdrowienia statycznego:
a) struktura dyslokacyjna po odkształceniu, b), c), d) kolejne stadia ewolucji struktury,
e) podgranie w stali austenicznej po długotrwałym zdrowieniu [24]

Proces zdrowienia przebiega jednorodnie w całej masie materiału z coraz mniejszą prędkością, ponieważ zmniejsza się siła napędowa w wyniku dążenia dyslokacji do zajmowania stanów o niższej energii. Przekształcenie podstruktury zachodzi przez anihilację zbędnych dyslokacji w ścianach komórek i przegrupowaniu dyslokacji w tych ścianach w bardziej uporządkowane układy (rys. 2.5b). Gdy ściany komórek stają się wyraźniejsze i dyslokacje z ich wnętrza przemieszczają się do nich, następuje poligonizacja komórek w podziarna. Rozrost podziaren zachodzi przez rozpad słabszych ścian w wyniku ruchu dyslokacji do bardziej stabilnych granic podziaren (rys. 2.5c i d). Prędkość dyslokacji może być przyśpieszona w wyniku nałożenia niedużych naprężeń, które ułatwiają przegrupowania dyslokacji. Proces zdrowienia zostaje zahamowany przez proces rekrytalizacji. W wielu przypadkach zarodkowanie nowych ziaren jest całkowicie niezależne od procesu zdrowienia, w innych proces rekrytalizacji może rozpocząć się dopiero po częściowym zdrowieniu. Wzrost gęstości dyslokacji, jaki następuje wraz z odkształceniem, oraz zmniejszenie komórkowości podstruktury w materiałach o niskiej energii błędów ułożenia powoduje przyśpieszenie procesu rekrytalizacji.

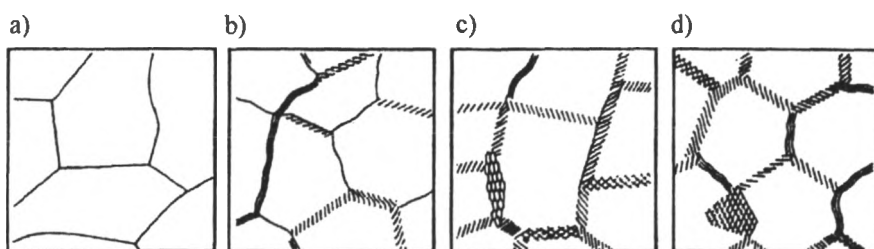
Zdrowienie dynamiczne

Wysokotemperaturowe zdrowienie dynamiczne jest aktywowanym cieplnie procesem anihilacji dyslokacji za pośrednictwem poślizgu poprzecznego i ich wspinania się [25]. Zmiany struktury komórkowej podczas zdrowienia dynamicznego przedstawiono na rysunku 2.6. Jak już wspomniano, zdrowienie dynamiczne prowadzi do zmniejszenia intensywności przyrostu naprężeń w drugim stadium umacniania się materiału. Odchylenie od prostoliniowego przebiegu $\sigma_p - \varepsilon_p$ w niższej temperaturze (rys. 2.1 – krzywa A) jest między innymi spowodowane tym procesem. Maksymalna wartość naprężenia nasycenia σ_{pp} (rys. 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. 2.1 – krzywa B) lub może występować wspólnie z rekrytalizacją dynamiczną (rys. 2.1 – krzywa C). 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 $\sigma_{pn} = \sigma_{ps}$.

Duże rozmiary ziaren, obniżenie temperatury odkształcania i wzrost prędkości odkształcania prowadzą do przesunięcia wartości odkształcenia krytycznego ε_c w kierunku większych odkształceń, które w praktyce, ze względu na wcześniejsze pękanie materiału, nie zawsze mogą być uzyskane, tworzy się wtedy struktura komórkowa o energii zmagazynowanej mniejszej od wartości krytycznej koniecznej do wywołania rekrytalizacji dynamicznej. Powstająca w procesie zdrowienia dynamicznego komórkowa struktura dyslokacyjna zwiększa swoją doskonałość wraz ze wzrostem odkształ-

cenia plastycznego. 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. Dyslokacje poruszające się wewnątrz komórek mogą ulegać anihilacji z dyslokacjami generowanymi przez granice podziaren lub ściany komórek dyslokacyjnych. 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 [131]. Repoligonizacja polega na powtarzających się po sobie procesach odpłatania dyslokacji i ich ponownym porządkowaniu się w nowe podgranicie. Repoligonizacja tłumaczy fakt, iż równoosiowe podziarna utworzone przy mniejszych odkształceniach zachowują swój kształt i rozmiary w obszarze ustalonego płynięcia nawet przy bardzo dużym odkształceniu.



Rys. 2.6. Zmiany struktury komórkowej podczas zdrowienia dynamicznego

Tworząca się w wyniku odkształcenia plastycznego podstruktura zależy od liczby 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. Rozmiary tych podziaren często zależą od parametru Zenera–Hollomona Z , czyli skorygowanej prędkości odkształcania (2.4). Odkształcenie niezbędne do osiągnięcia stanu ustalonego płynięcia opisuje się także tym parametrem.

Istotny wpływ na przebieg zdrowienia dynamicznego mają pierwiastki stopowe w roztworze i cząstki drugiej fazy. Pierwiastki stopowe w roztworze zmniejszają prędkość zdrowienia. 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 [41]. Zdecydowanie mniejszy wpływ na poziom naprężenia w zakresie stanu ustalonego σ_{ps} mają cząstki skoagulowane.

2.2.3. REKRYSALIZACJA

Rekrystalizacja statyczna

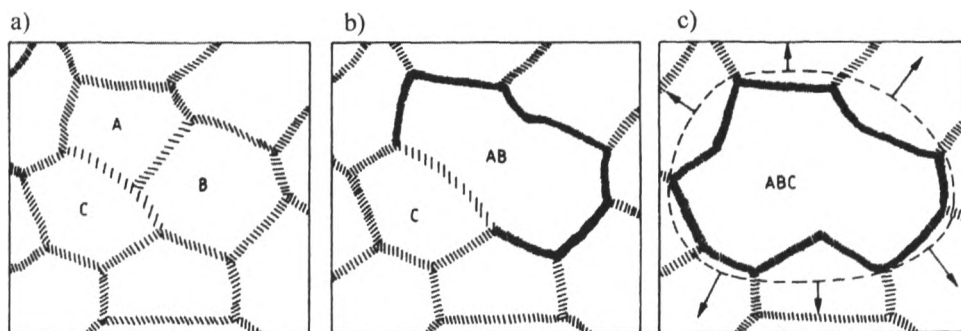
W materiałach po przerwaniu odkształcenia, w zakresie odkształceń przekraczających ε_{rs} , zachodzi rekrystalizacja statyczna. Zrekrystalizowane ziarna można łatwo zidentyfikować, ponieważ mają mniejszą wielkość i gładkie granice od ziaren odkształconych. Zarodki rekrystalizacji statycznej powstają w tych miejscach, gdzie są spełnione następujące warunki:

- jest zmagazynowana duża ilość energii (małe komórki),
- występują strome gradienty zmagazynowanej energii,
- występują duże krzywizny sieci umożliwiające szybkie utworzenie się granic szerokokątowych [24].

Zarodki rekrystalizacji statycznej po odkształceniu na zimno są rozłożone dość równomiernie w zdeformowanej strukturze, natomiast po odkształceniu na gorąco początkowo powstają na granicach pierwotnych ziaren, a w przypadku gruboziarnistej struktury wyjściowej także częściowo wewnątrz nich w miejscach spiętrzenia dyslokacji, takich jak granice bliźniaków, pasma poślizgów. Okres inkubacji rekrystalizacji statycznej jest dość długi. Jest ona wyraźnie ograniczona zachodzącym procesem zdrowienia statycznego, który zmniejsza siłę napędową procesu rekrystalizacji statycznej. Taki przebieg rekrystalizacji statycznej był obserwowany przez wielu badaczy [18, 34].

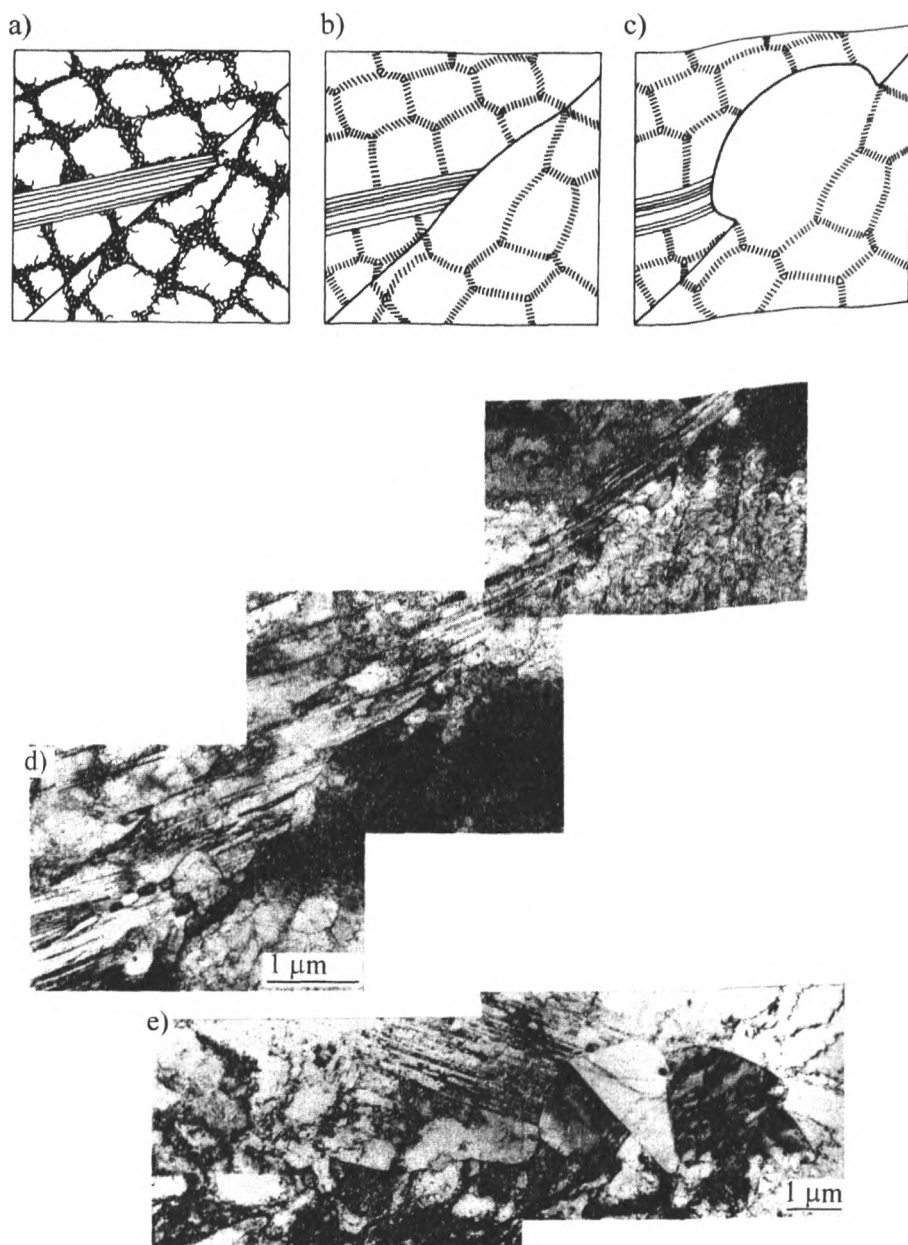
Mechanizmy tworzenia się zarodków rekrystalizacji statycznej są następujące:

- Zarodkowanie w wyniku koalescencji podziaren (rys 2.7).
- Zarodkowanie na skutek migracji pierwotnych granic ziaren (rys. 2.8).
- Zarodkowanie w wyniku migracji granic podziaren (rys. 2.9).

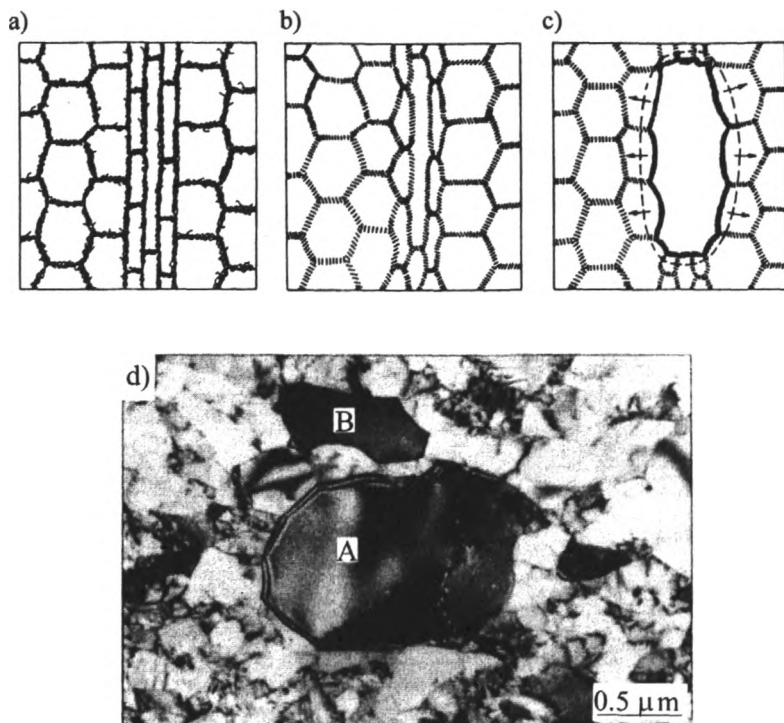


Rys. 2.7. Tworzenie zarodka przez koalescencję podziaren A, B, C:

- a) struktura przed koalescencją,
- b) koalescencja podziaren A, B, C,
- c) utworzone w wyniku koalescencji granice szerokokątowe migrują w niezrekrystalizowaną osnowę



Rys. 2.8. Zarodkowanie na skutek migracji pierwotnych granic ziaren: a) struktura po odkształceniu, b) wybrzuszenie i prostowanie się granic ziaren, c) zarodek rekryształizacji statycznej, d) i e) zarodek rekryształizacji statycznej w stali austenitycznej utworzony w wyniku migracji pierwotnych granic ziaren [24]



Rys. 2.9. Powstanie zarodka rekrytalizacji statycznej w wyniku migracji podziaren:
 a) struktura po odkształceniu, b) struktura podziarnowa, c) zarodek rekrytalizacji,
 d) przykład zarodkowania przez koalescencję podziaren (A), migrację podziarna (B). Stal austenityczna [24]

Do opisu średnicy zrekrystalizowanych statycznie ziaren stosuje się różne fenomenologiczne zależności. Można ją uzależnić od warunków odkształcania, obejmujących: temperaturę, prędkość i stopień odkształcenia, oraz od średnicy ziaren wyjściowych i energii aktywacji rekrytalizacji [41, 132]

$$D_{\text{res}} = C_1 D_0^c \varepsilon^{-n} \dot{\varepsilon}^{-m} \exp \frac{-C_2 Q_{\text{res}}}{RT}, \quad (2.2)$$

gdzie:

C_1, C_2 – stała materiałowa,

D_0 – początkowa średnica ziarna,

Q_{res} – energia aktywacji rekrytalizacji statycznej, kJ/mol,

R – stała gazowa 8,314, kJ/(kmol·K),

T – temperatura, K,

c – stała materiałowa zmienia się od 0,375 do 2,

n – współczynnik umocnienia,

m – współczynnik czułości na prędkość odkształcania.

Stosowane są również zależności uzależniające średnicę zrekrystalizowanych ziaren od warunków odkształcania określonych parametrem Zenera–Hollomona Z i od stopnia odkształcenia oraz od rozmiarów ziaren wyjściowych [144]

$$D_{\text{res}} = CD_0^c \varepsilon_p^{-n} Z^{-a}, \quad (2.3)$$

gdzie: C, c, a – stałe materiałowe, przy czym c przyjmuje wartości 0,5 lub 1,

$$Z = \dot{\varepsilon}_p \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\sinh(\alpha \sigma_p) \right]^n, \quad (2.4)$$

gdzie:

n, α, A – stałe materiałowe,

Q – energia aktywacji analizowanego procesu odkształcania, kJ/mol.

Rekrystalizacja dynamiczna

Rekrystalizacja dynamiczna zachodzi podczas odkształcania plastycznego metali i stopów, w których zdrowienie dynamiczne przebiega w ograniczonym zakresie, głównie takich jak: Cu, CuAl, CuZn, Ag, Ni, Ni–Fe, Co, Mg, γ -Fe, Pb, (rys. 2.1 – krzywa C) [25, 40, 109, 116, 143, 146].

Proces rekrystalizacji dynamicznej zostaje zainicjowany po osiągnięciu odkształcenia krytycznego ε_c . Przyjmuje się, że wartość ε_c wynosi od 0,67 do 0,86 ε_{pp} , tj. wartości odkształcenia odpowiadające maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pp} . Odkształcenie ε_{pp} , odpowiadające maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pp} , wyraża się wzorem [57, 60, 61, 145]

$$\varepsilon_{pp} = ND_0^c Z^a, \quad (2.5)$$

w którym:

c – współczynnik wg Sellarsa [145] jest równy 0,5,

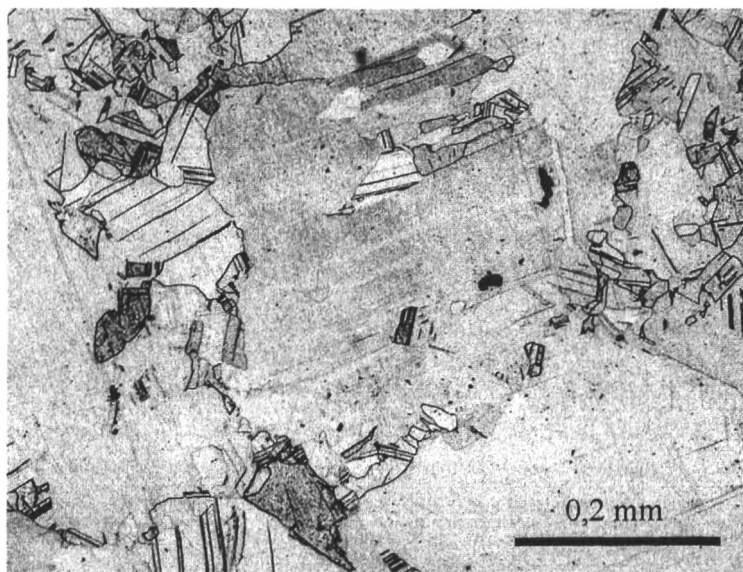
D_0 – początkowa wielkość ziarna,

N, a – stałe materiałowe.

Początkowo zarodkowanie zachodzi głównie w obszarze lokalizacji odkształceń, często w otoczeniu granic ziaren, gdyż w tych obszarach w pierwszej kolejności osiąga się krytyczną wartość odkształcenia ε_c [93, 109, 144] (rys. 2.10). W późniejszym okresie zarodkowanie rozwija się wewnątrz ziaren, w miejscach o większym niejednorodnym odkształceniu.

Zarodki rekrystalizacji dynamicznej mogą powstawać w wyniku koalescencji komórek dyslokacyjnych i podziaren utworzonych podczas zdrowienia dynamicznego [24, 146] lub przez wyrzuszanie starych granic ziaren. W drugim przypadku funkcję frontu rekrystalizacji przejmuje odcinek pierwotnej granicy szerokokątowej. Taki przebieg procesu zarodkowania dominuje przy dużych prędkościach i stosunkowo

niskich wartościach temperatury odkształcania, tj. w warunkach ograniczających przebieg procesów zdrowienia dynamicznego.



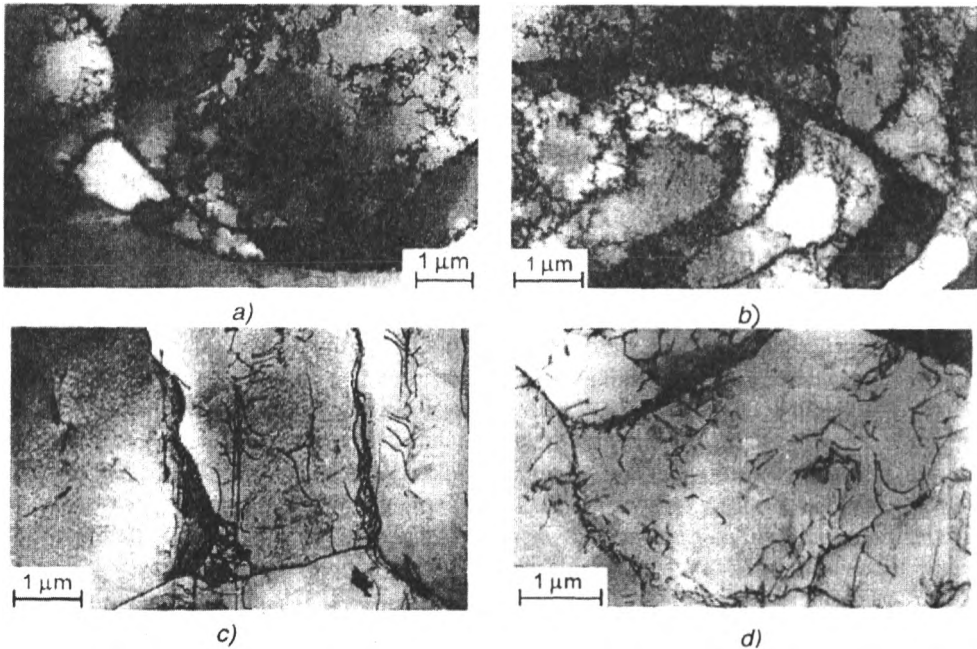
Rys. 2.10. Początkowe stadium rekrytalizacji dynamicznej w otoczeniu granic ziaren.
Brąz krzemowy

Przedstawiona interpretacja rekrytalizacji dynamicznej w sposób podobny jak rekrytalizacji statycznej, która jest powszechna w literaturze, budzi wątpliwości, zwłaszcza wtedy, gdy zachodzi w wysokiej temperaturze. Interpretacja ta nie uwzględnia zmian strukturalnych wywołanych zdrowieniem dynamicznym oraz oddziaływania zewnętrznych naprężeń uplastyczniających [25].

Przykłady struktury materiałów, które by potwierdzały, że rekrytalizacja dynamiczna wiąże się z ewolucją struktury dyslokacyjnej wskutek wyjątkowo intensywnego zdrowienia, przedstawiono na rysunku 2.11. Wyraźnie widoczne są podziarna o intensywnie wyzdrowionej strukturze. Wysoka temperatura i działające naprężenie uplastyczniające sprzyjają utworzeniu się doskonale uporządkowanych układów typu poligonalnego. Układ podziaren może świadczyć, że w wyniku poślizgu dyslokacji tworzących ścianki tych podziaren mogą powstawać szerokokątowe granice ziaren tworzące front rekrytalizacji.

Utworzone zarodki rekrytalizacji dynamicznej nie rozrastają się aż do zetknięcia z sąsiadami, jak w przypadku rekrytalizacji statycznej, ponieważ bardzo szybko osiągają stałe rozmiary określone warunkami odkształcania [25]. Zjawisko to przypisuje się dyslokacyjnej podstrukturze, tworzącej się podczas odkształcania za frontem rekrytalizacji. Zmniejsza ona siłę napędową migracji frontów rekrytalizacji, a jedno-

częściej stwarza dogodne warunki przed frontem rekrytalizacji do tworzenia się nowych zarodków. Rekrytalizacja dynamiczna zachodzi więc przez ciągłe zarodkowanie i ograniczony wzrost zarodka, a nie przez ograniczone zarodkowanie i ciągły ich wzrost, jak w przypadku rekrytalizacji statycznej, dlatego też, przy takim samym odkształceniu, rozmiary ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie są znacznie mniejsze od uzyskanych w wyniku rekrytalizacji statycznej [25, 146]. Są one niezależne od rozmiarów ziaren materiału wyjściowego i stopnia odkształcenia, zależą natomiast od temperatury, prędkości odkształcania i naprężenia ustalonego płynięcia plastycznego σ_{ps} . Ziarna powstające podczas odkształcania na gorąco są bardzo stabilne.

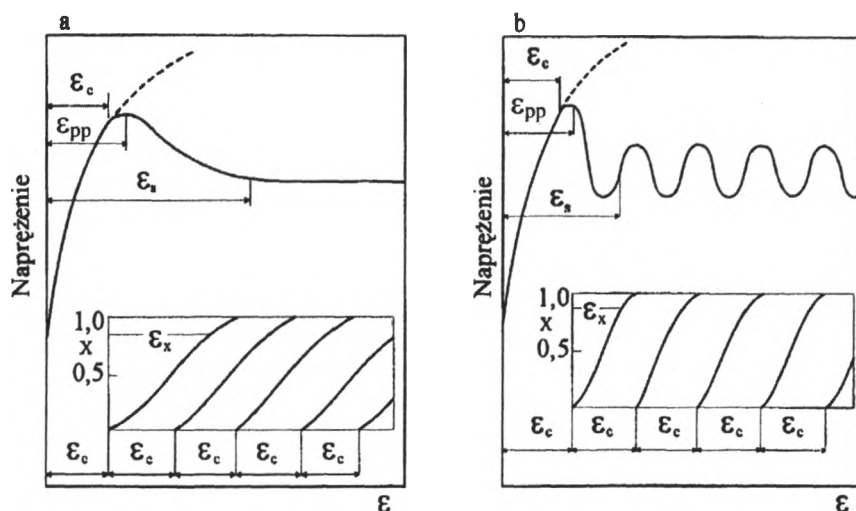


Rys. 2.11. Przykłady struktury materiałów ulegających rekrytalizacji dynamicznej [25]:

- a) miedź – $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 30\%$, b) miedź – $\dot{\epsilon} = 1,4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 0,0057$,
 c) stop Cu–34% Zn – $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $T = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 30\%$,
 d) monokryształ Cu–15% at. Al – $\dot{\epsilon} = 1,4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [25]

Odształcenie krytyczne ϵ_c zmniejsza się z obniżeniem wartości parametru Zenera–Hollomona, a przy ustalonych parametrach obróbki plastycznej również ze zmniejszeniem rozmiarów ziaren [109]. Po przekroczeniu na krzywej σ_p – ϵ_p wartości ϵ_c , pomimo zainicjowanego procesu rekrytalizacji dynamicznej, obserwuje się dalszy wzrost naprężenia uplastyczniającego, aż do momentu osiągnięcia odkształcenia ϵ_{pp} . Wtedy to zmiękczenie wywołane procesami aktywowanymi cieplnie staje się większe od umocnienia spowodowanego odkształcaniem, a na krzywej σ_p – ϵ_p pojawia się mak-

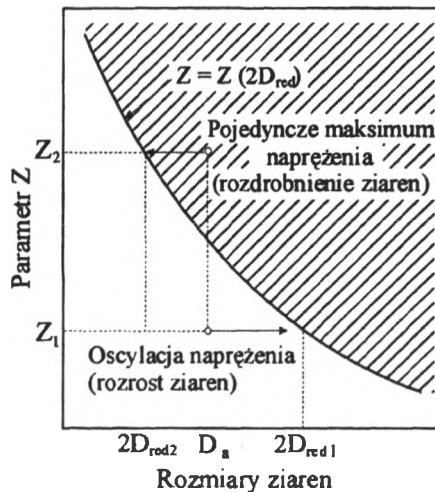
simum. Objętość frakcji zrekrystalizowanej w punkcie ϵ_{pp} wynosi około 5%. Różnica między ϵ_{pp} a ϵ_c zwiększa się ze wzrostem prędkości odkształcania i rozmiarami ziaren. Dalszy wzrost odkształcenia intensyfikuje proces rekrytalizacji dynamicznej, co prowadzi do obniżenia naprężenia uplastyczniającego. Dlatego też za pomocą odkształcenia w przedziale od ϵ_c do ϵ_s można określić stopień zaawansowania rekrytalizacji dynamicznej, wyrażonej przez udział objętościowy frakcji zrekrystalizowanej w materiale odkształconym. Zwiększenie odkształceń ϵ_c i ϵ_s 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 [25]. Zależnie od wartości odkształceń ϵ_c i ϵ_s rekrytalizacja dynamiczna może mieć charakter ciągły lub okresowy (rys. 2.12). W niskiej temperaturze i przy dużych prędkościach odkształcania, tj. gdy $\epsilon_c < (\epsilon_s - \epsilon_c)$, rekrytalizacja przebiega w sposób ciągły (rys. 2.12a), wyższe natomiast wartości temperatury i bardzo małe prędkości odkształcania, dla których $\epsilon_c > (\epsilon_s - \epsilon_c)$ wywołują okresowość przebiegu tego zjawiska, charakteryzującą się oscylacją naprężenia (rys. 2.12b). Okresowość rekrytalizacji obserwuje się wtedy, gdy proces odbudowy struktury zostaje zakończony wcześniej, zanim obszary najwcześniej zrekrystalizowane osiągną odkształcenie krytyczne dla ponownej rekrytalizacji [109].



Rys. 2.12. Krzywe umocnienia materiału z rekrytalizacją dynamiczną o charakterze ciągłym (a) i okresowym (b) [109]

Coraz częściej w miejsce przedstawionego powyżej mechanicznego kryterium oscylacji naprężenia stosuje się kryterium strukturalne. Kryterium takie sprowadza się do stwierdzenia, że oscylacja naprężenia wiąże się z rozmiarami ziaren i występuje wtedy, gdy rozmiary ziaren w materiale wyjściowym zrekrystalizowanym statycznie

D_0 są mniejsze od dwukrotnej średnicy ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie D_{red} [141]. Kryterium to wskazuje, że następuje rozrost ziaren oraz może wystąpić nieznaczne rozdrobnienie ziaren, gdy spełniony jest warunek $D_{red} < D_0 < 2D_{red}$. Ponieważ ziarna powstałe w wyniku rekrytalizacji dynamicznej w zakresie odkształceń stanu ustalonego płynięcia są równoosiowe, a ich rozmiary nie zależą od stopnia odkształcenia plastycznego [24, 146], lecz – podobnie jak podziarna uzyskane w wyniku zdrowienia dynamicznego – zależą od warunków odkształcania plastycznego, tj. temperatury i prędkości odkształcania, czyli od parametru Zenera–Hollomona, parametr ten można więc powiązać z kryterium $D_0 < 2D_{red}$ i uzyskać zależność przedstawioną na rysunku 2.13.



Rys. 2.13. Wpływ rozmiarów ziarna wyjściowego i warunków odkształcania (parametr Z) na położenie obszarów z pojedynczym maksimum naprężenia i z oscylacją naprężenia [141]

Jak wynika z tego rysunku rozmiary ziaren, uzyskane podczas rekrytalizacji dynamicznej, maleją z obniżeniem temperatury i ze wzrostem prędkości odkształcania [141]. Obszar o pojedynczym maksimum naprężenia jest oddzielony od obszaru, w którym zachodzi oscylacja naprężenia krzywą $Z = Z(2D_{red})$. Jeżeli na przykład badania prowadzone są w warunkach określonych parametrem Z_1 , to niezależnie od rozmiarów ziarna wyjściowego D_0 ustala się końcowa wielkość ziaren dla ustalonego płynięcia plastycznego wynosząca D_{red1} , rozrost ziaren i oscylacja naprężenia występuje wtedy, gdy ziarno wyjściowe D_0 jest małe i spełnia warunek $D_0 < 2D_{red1}$. Rozdrobnienie ziaren i brak oscylacji naprężenia natomiast wtedy, gdy ziarno wyjściowe D_0 jest duże i zachodzi zależność $D_0 > 2D_{red1}$. Po zmianie warunków odkształcania, na przykład przez zwiększenie parametru Zenera–Hollomona do wartości Z_2 , uzyskuje się rozdrobnienie ziarna wyjściowego do wielkości D_{red2} . Materiał

o początkowej wielkości ziaren $D_0 = D_a$, który dla $Z = Z_1$ wykazywał oscylację naprężenia, dla $Z = Z_2$ odkształca się bez tej oscylacji. Oscylacji naprężenia uplastyczniającego towarzyszą periodyczne zmiany wielkości ziaren. Zaobserwowano, że amplituda zmian wielkości ziaren jest proporcjonalna do amplitudy oscylacji naprężenia [25].

Oslabienie występujące podczas rekrytalizacji dynamicznej może być także wyjaśnione za pomocą modelu zastosowanego do opisu właściwości nadplastycznych materiałów. Podczas budowy tego modelu przyjęto założenie, że duże ziarna ulegające odkształceniu przez pełzanie dyslokacji ulegają rozdrobnieniu, podczas gdy drobne ziarna odkształcające się przez pełzanie dyfuzyjne zwiększają swoje rozmiary. Przy większych prędkościach odkształcania, jakim poddawane są materiały rekrytalizujące dynamicznie, mechanizm pełzania dyslokacji staje się mniej zależny od prędkości odkształcania, co prowadzi do lokalizacji odkształceń w obszarach o mniejszej czułości na prędkość odkształcania. Takimi obszarami są granice dużych ziaren, na których następuje zarodkowanie nowych, drobnych ziaren. Te nowe ziarna charakteryzują się łatwiejszym poślizgiem, co powoduje obniżenie naprężenia uplastyczniającego w stosunku do naprężenia koniecznego do ich zarodkowania.

Badanie zjawisk zachodzących podczas wysokotemperaturowego odkształcania jest bardzo trudne, ze względu zarówno na wysokie wartości temperatury odkształcania, jak i duże prędkości zachodzących procesów. Z tych powodów badania zmian struktury najczęściej są prowadzone w próbkach bardzo szybko schłodzonych po uzyskaniu różnych stopni odkształcenia. W takim przypadku występują jednak pewne niedokładności, wynikające z tego, że w czasie samego oziębienia mogą w materiale przebiegać procesy zdrowienia bądź rekrytalizacji. Poza tym pewna ilość metali podczas schładzania ulega przemianom fazowym, co znacznie utrudnia badania.

Jak to już wcześniej zaznaczono, cechą charakterystyczną rekrytalizacji dynamicznej jest niezależność rozmiarów zrekrystalizowanych ziaren od stopnia odkształcenia oraz od wyjściowej wielkości ziaren [141].

Do opisu średnicy ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie są stosowane równania, które uzależniają ją od naprężenia uplastyczniającego. Stosuje się dwa nieco odmienne podejścia. W pierwszym średnica ziaren zależy bezpośrednio od naprężenia uplastyczniającego w postaci funkcji [41, 109]

$$D_{\text{red}} = C(\sigma_{ps} - \sigma_{p0})^{-a}, \quad (2.6)$$

w której a – stała materiałowa.

W drugim przypadku wielkość ziaren zależy od ilości zmagazynowanej energii, określonej parametrem Zenera–Hollomona. Opisuje to funkcja [132]

$$D_{\text{red}} = CZ^{-a}, \quad (2.7)$$

w której: C , a – stałe materiałowe.

Energia zmagazynowana

Jeżeli procesy zdrowienia i rekrytalizacji zostaną zatrzymane wskutek zmiany warunków odkształcania, to w materiale zgromadzi się energia odkształcenia plastycznego. Ilość tej energii zależy od rodzaju materiału, temperatury, prędkości i stopnia odkształcenia [27, 28, 138]. Energia ta jest proporcjonalna do tzw. odkształcenia resztkowego ε_{re} , które zostaje zmagazynowane w materiale w wyniku niedokończenia procesów zdrowienia i rekrytalizacji. W przypadku zdrowienia wyraża się ono zależnością

$$\varepsilon_{re} = [1 - X_{rd}] \varepsilon_c, \quad (2.8)$$

w której X_{rd} – udział objętości zezdrowionej dynamicznie.

Gdy w czasie odkształcania rekrytalizacja dynamiczna nie jest zakończona i następnie zachodzą procesy rekrytalizacji statycznej i postdynamicznej, opisuje je równanie

$$\varepsilon_{re} = [1 - X_{rem+res}(1 - X_{red}) - X_{red}] \varepsilon_c, \quad (2.9)$$

w którym:

X_{red} – udział objętości zrekrystalizowanej dynamicznie,

$X_{rem+res}$ – udział objętości zrekrystalizowanej statycznie i postdynamicznie.

Odształcenie resztkowe odgrywa istotną rolę w sekwencyjnych procesach walcowania czy kucia. Jeśli proces rekrytalizacji zostanie spowolniony w stopniu uniemożliwiającym jego zajście w przerwie pomiędzy kolejnymi operacjami, to zgromadzone w materiale odkształcenie resztkowe dodaje się do odkształcenia zadanego w kolejnej operacji

$$\varepsilon_{re} = [1 - X_{res}] \varepsilon_c, \quad (2.10)$$

gdzie X_{res} – udział objętości zrekrystalizowanej statycznie.

Określenie rzeczywistej ilości energii zmagazynowanej w postaci zależności matematycznej nie jest proste, wymaga to bowiem szczegółowych badań. Można takiej funkcji poszukiwać, uzależniając energię zmagazynowaną w określonym materiale od odkształcenia resztkowego oraz prędkości i temperatury odkształcania lub od parametru Zenera–Hollomona.

Rozrost ziaren

Po zakończonym procesie rekrytalizacji statycznej, dynamicznej czy postdynamicznej, jeżeli materiał znajduje się nadal w podwyższonej temperaturze, następuje rozrost ziaren. Cechą charakterystyczną tego procesu jest stosunkowo szybki wzrost wielkości ziaren w początkowym okresie, po którym następuje wyraźne zwolnienie tego wzrostu. Do opisu zmiany średnicy ziarna podczas wygrzewania w podwyższonej temperaturze stosuje się różne równania.

Rozrost ziaren jest procesem aktywowanym cieplnie, w którym energia aktywacji rozrostu ziaren odgrywa istotną rolę. Równanie opisujące średnicę ziaren austenitu, uwzględniające tę energię, stosowano w pracy [144] w postaci

$$D_{\text{roz}} = \left[D_{t=0}^c + Ct \exp\left(\frac{-Q_{\text{roz}}}{RT}\right) \right]^{\frac{1}{c}}. \quad (2.11)$$

Rozrost ziaren można wyrazić innym równaniem, przy założeniu, że promień krzywizny granic ziaren jest proporcjonalny do ich wielkości D_{roz} , prędkość ruchu granic ziaren jest proporcjonalna do odwrotności ich promienia krzywizny oraz energia granic ziaren jest stała. Otrzymuje się wtedy zależność [149]

$$\frac{dD_{\text{roz}}}{dt} = \frac{C}{D_{\text{roz}}}. \quad (2.12)$$

Stała C zależy od temperatury i energii granic ziaren.

Po scałkowaniu wyrażenie (2.12) przyjmuje postać

$$D_{\text{roz}} = (D_{t=0}^2 + 2Ct)^{\frac{1}{2}}, \quad (2.13)$$

gdzie:

$D_{t=0}$ – początkowa średnica ziaren,

Q_{roz} – energia aktywacji rozrostu ziaren,

C, c – stałe materiałowe,

t – czas rozrostu.

Rekrystalizacja postdynamiczna

Wyniki badań przedstawione w pracy [41] pokazują, że wielkość ziaren zrekrystalizowanych postdynamicznie D_{rem} jest nieco większa od ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie D_{red} oraz że zależą one od parametru Zenera–Hollomona i mogą być opisane podobnym równaniem jak w przypadku rekrystalizacji dynamicznej

$$D_{\text{rem}} = CZ^{-a}, \quad (2.14)$$

gdzie: C, a – stałe materiałowe.

Zależność ta jest w pewnym sensie umowna, podczas rekrystalizacji postdynamicznej nie zachodzi bowiem proces odkształcania. Przy określaniu parametru Zenera–Hollomona należy przyjąć prędkość odkształcania określoną dla rekrystalizacji dynamicznej.

2.2.4. ZALEŻNOŚCI MIĘDZY PARAMETRAMI STRUKTURY A WŁAŚCIWOŚCIAMI MECHANICZNYMI

Końcowe właściwości mechaniczne wyrobów kształtowanych plastycznie litych i kompozytowych zależą od ich struktury. Do opisu zależności pomiędzy parametrami mikrostruktury a właściwościami mechanicznymi stosowane są różne zależności. Najbardziej rozwinięte zależności odnoszą się do stali. Uwzględniają one skład chemiczny

ny stali, skład strukturalny, przemiany fazowe i rozmiary ziaren. Dla innych materiałów nie istnieją tak rozbudowane zależności pomiędzy właściwościami mechanicznymi a parametrami struktury.

Naprężenie uplastyczniające materiałów o sieciach A1, A2 i A3 najczęściej jest określane zależnością Halla–Petcha

$$\sigma_p = \sigma_0 + k_s d_s^{-1/2}, \quad (2.15)$$

w której:

d_s – średnica ziaren, jeśli brak jest wyraźnej substruktury, lub średnica podziaren, gdy jest wyraźna substruktura,

σ_0 – naprężenie uplastyczniające materiału polikrystalicznego z nieskończenie dużym ziarnem, określane też jako naprężenie tarcia dyslokacji zależne od temperatury, prędkości odkształcania oraz sieci krystalicznej,

k_s – współczynnik zależny od rodzaju materiału, temperatury i prędkości odkształcania.

Człon $k_s d_s^{-1/2}$ jest też określany jako składowa atermiczna naprężenia uplastyczniającego i utożsamiany z wartością naprężenia wewnętrznego.

Umocnienie związane z wielkością ziaren w podwyższonej temperaturze również może być opisane równaniem Halla–Petcha w postaci [131]

$$\sigma_p = \sigma_0(T, \dot{\epsilon}) + [a(T) + b(T) \ln \dot{\epsilon}] d_s^{-1/2}, \quad (2.16)$$

gdzie:

$[a(T) + b(T) \ln \dot{\epsilon}]$ – człon opisujący umocnienie wywołane obecnością granic ziaren zawiera składnik atermiczny i termiczny; obecność obu tych składników wskazuje, że granice bliskiego i dalekiego zasięgu stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji,

a, b – parametry zależne od temperatury przez moduł sprężystości postaciowej,

$\sigma_0(T, \dot{\epsilon})$ – granica plastyczności pojedynczego kryształu.

Innym interesującym rozwiązaniem opisu zależności pomiędzy parametrami mikrostruktury a właściwościami mechanicznymi [133–135] jest uzależnienie naprężenia uplastyczniającego od rozwoju populacji dyslokacji. Jeśli przyjmie się, że opór mechaniczny dla ruchu dyslokacji zależy od gęstości dyslokacji, otrzymuje się zależność na naprężenie uplastyczniające uwzględniające proces osłabienia

$$\sigma_p = AGb\rho^{0.5}, \quad (2.17)$$

gdzie:

A – stała materiałowa,

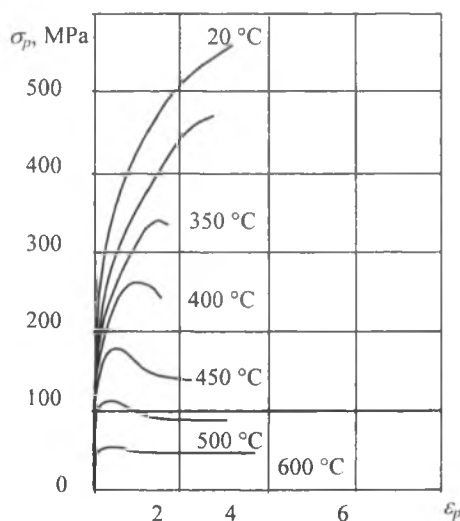
G – moduł sprężystości postaciowej,

b – wektor Burgersa dyslokacji,

ρ – gęstość dyslokacji.

2.2.5. WPŁYW PARAMETRÓW PROCESU ODKSZTAŁCANIA NA KRZYWĄ UMOCNIENIA

Zachowanie się materiału w procesach przeróbki plastycznej można opisać przez omawiane procesy umocnienia i osłabienia, które zależą głównie od parametrów procesu odkształcania, tj. odkształcenia i prędkości odkształcania, temperatury, oraz od parametrów struktury. Typowe zmiany krzywych naprężenie uplastyczniające σ_p – odkształcenie ϵ_p wywołane zmianą temperatury przedstawiono na rysunku 2.14, natomiast na rysunku 2.15 widoczne są zmiany takich krzywych wywołane zmianami prędkości odkształcania.

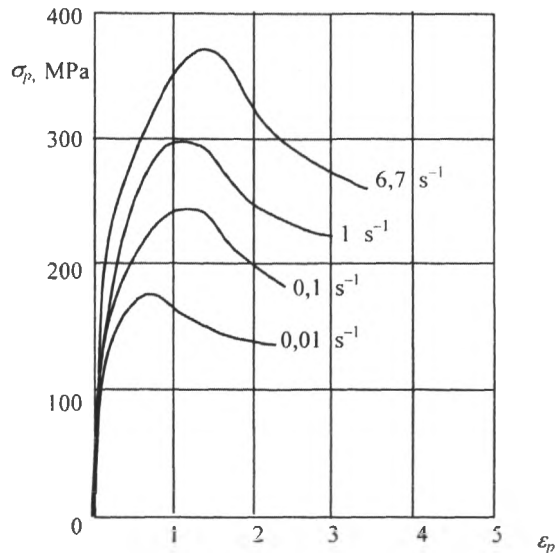


Rys. 2.14. Wpływ temperatury odkształcania na krzywe naprężenie uplastyczniające σ_p – odkształcenie ϵ_p mosiądzu CuZn35,3 przy prędkości odkształcania $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ [63]

Wzrost temperatury odkształcania powoduje zwiększenie amplitudy drgań atomów w położeniach równowagi, dzięki czemu odkształcenia sprężyste sieci krystalicznej potrzebne do uruchomienia dyslokacji są mniejsze, oraz intensyfikuje procesy odbudowy odkształconej struktury, takie jak zdrowienie, rekrytalizacja, a tym samym prowadzi to do obniżenia naprężenia uplastyczniającego.

Wpływ temperatury na przebieg naprężenia uplastyczniającego zależy w dużej mierze od rodzaju materiału, a szczególnie od energii błędu ułożenia (*EBU*). W materiałach o niskiej *EBU* wzrost temperatury odkształcania prowadzi do intensyfikacji procesów zdrowienia i otrzymujemy krzywe naprężenia uplastyczniającego typu nasyceniowego (rys. 2.1 – krzywa B). W przypadku materiałów o niskiej *EBU* wzrost

temperatury podwaja uaktywnienie procesów rekrytalizacji dynamicznej, wynikiem tego są przebiegi naprężenia uplastyczniającego z osłabieniem (rys. 2.14).



Rys. 2.15. Wpływ prędkości odkształcania w temperaturze 450 °C na krzywe naprężenia uplastyczniające
 σ_p – odkształcenie ϵ_p
 mosiądzu CuZn35,3

Wpływ prędkości odkształcania na poziom naprężenia uplastyczniającego zależy w dużej mierze od temperatury odkształcania. W temperaturze obróbki plastycznej na zimno, czyli poniżej 0,4–0,6 temperatury homologicznej, wpływ ten jest niewielki. W temperaturze natomiast powyżej 0,6 temperatury homologicznej ten wpływ jest duży, przy czym nie każdy materiał jednakowo reaguje na zmianę prędkości odkształcania. W przypadku większości materiałów wraz ze wzrostem prędkości odkształcania następuje wzrost naprężenia uplastyczniającego, są jednak materiały, które reagują odwrotnie na zmianę prędkości odkształcania.

Temperatura i prędkość odkształcania mają również wpływ na odkształcenie graniczne, które jest określane jako odkształcenie w momencie zniszczenia materiału. Wzrost temperatury i obniżenie prędkości odkształcania zmniejszają prędkość umacniania się materiału oraz intensyfikują procesy odbudowy odkształconej struktury; powoduje to na ogół wzrost odkształceń granicznych. Istnieją również materiały, których odkształcenia graniczne reagują odwrotnie na zmianę tych parametrów odkształcania, przykładem może być mosiądz CuZn35,3, którego odkształcenia graniczne maleją wraz ze wzrostem temperatury do około 450 °C.

Jak wynika z rysunków 2.14 i 2.15 wpływ temperatury i prędkości odkształcania na postać krzywych naprężenia uplastyczniającego–odkształcenie jest podobny, dzięki temu wpływ tych dwóch czynników można opisać jednym parametrem Zenera–Hollomona (2.4).

2.2.6. ENERGIA AKTYWACJI ODKSZTAŁCENIA PLASTYCZNEGO

Identyfikacja przedstawionych zjawisk, aktywowanych cieplnie, kontrolujących przebieg procesu odkształcenia plastycznego w danych warunkach odkształcania, obejmujących temperaturę i prędkość odkształcania, wymaga określenia energii aktywacji odkształcenia plastycznego. Do wyznaczenia tej energii korzysta się z równania empirycznego (2.4), nazywanego równaniem Garofalo, które przedstawia związek pomiędzy parametrami odkształcania plastycznego i naprężeniem uplastyczniającym.

Rozwiązanie tego równania sprowadza się do wyznaczenia stałych A , α , n , Q . W tym celu najczęściej korzysta się z tego, że w zakresie małych wartości naprężenia $\alpha\sigma_p \leq 0,39$ różnica pomiędzy $\sinh(\alpha\sigma_p)$ a $\alpha\sigma_p$ nie przekracza 1% i zależność (2.4) można zastąpić prostszą funkcją [25]

$$\dot{\epsilon}_p = A\alpha^n\sigma_p^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (2.18)$$

W warunkach odkształcania wymagających dużych wartości naprężenia uplastyczniającego $\alpha\sigma_p > 0,39$ funkcja (2.4) sprowadza się do postaci

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{A}{2^n} \exp(\alpha n \sigma_p) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (2.19)$$

Wykreślając w układzie podwójnie logarytmicznym zależność (2.18) $\ln \dot{\epsilon}_p - \ln \sigma_p$ wyznacza się stałą n i następnie przedstawiając w układzie współrzędnym $\ln \dot{\epsilon}_p - \sigma_p$ zależność (2.19) dla znanej wartości n oblicza się wartość stałej α . Przy takim sposobie wyznaczenia stałych popełnia się jednak duże błędy, ponieważ ich wartości zależą w dużym stopniu od wartości temperatury, w jakiej najpierw określa się n , a później α . Poza tym, nie znając początkowo wartości α , nie można określić a priori, kiedy spełniony jest warunek $\alpha\sigma_p \leq 0,39$ lub $\alpha\sigma_p > 0,39$. Opracowany poprzednio przez autora [64] inny dokładniejszy sposób wyznaczania stałych sprowadza się do graficznego przedstawienia zależności $\ln \dot{\epsilon}_p - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ w całym zakresie analizowanych wartości temperatury, dla wartości α zawierających się w pobliżu wartości α wyznaczonej poprzednią metodą. Za najlepszą wartość stałej α przyjmuje się taką, która zapewnia uzyskanie stałego kąta nachylenia prostych $\ln \dot{\epsilon}_p - [\ln \sinh(\alpha\sigma_p)]$ w określonym zakresie wartości temperatury. Takie rozwiązanie jest częściowo subiektywne i nie daje gwarancji najlepszego dopasowania modelu do opisu materiału. Aby to uzyskać, opracowano nową metodę wyznaczania stałych w równaniu Garofalo, która sprowadza się do analizy statystycznej.

W pierwszym etapie funkcję Garofalo upraszcza się przez obustronne logarytmowanie

$$\ln(\dot{\epsilon}_p) = \ln(A) + n \ln[\sinh(\alpha \sigma_p)] - \frac{Q}{RT}. \quad (2.20)$$

W nowym układzie współrzędnych: $x = 1$, $y = -\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]$, $z = 1/RT$ oraz $u = \ln \dot{\epsilon}_p$ otrzymuje się równanie

$$u = \ln Ax - ny - Qz. \quad (2.21)$$

Następnie metodą najmniejszych kwadratów z parametrem wyznacza się płaszczyznę opisaną równaniem (2.21), dającą najmniejsze odchylenie kwadratowe dla punktów pomiarowych. W tym celu tworzy się następującą funkcję

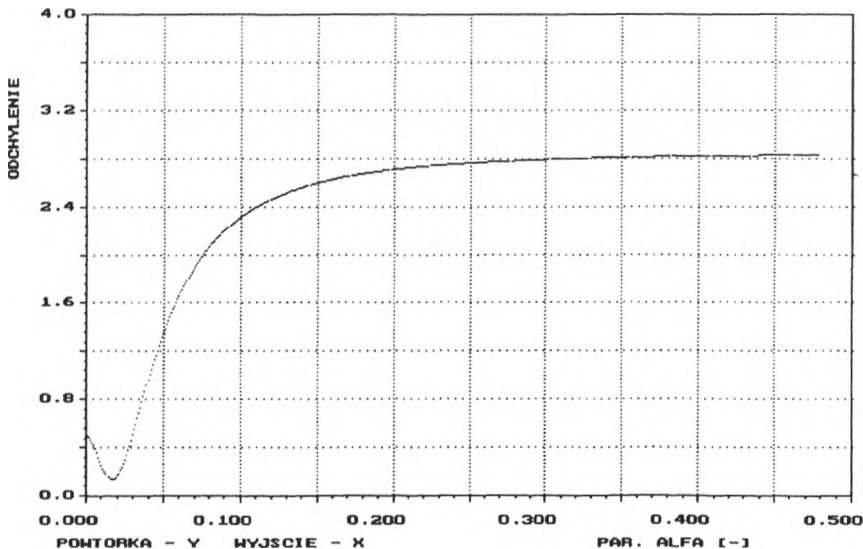
$$F(Q, A, n, \alpha) = \sum_{i=1}^n (u_i - \ln A + n y_i(\alpha) + Q z_i)^2, \quad (2.22)$$

w której: u_i, y_i, z_i – dane doświadczalne.

Zgodnie z regresją liniową, stałe w równaniu (2.22) oblicza się przez wyznaczenie minimum tej funkcji. Ponieważ nowa współrzędna y jest funkcją α , otrzymane minimum funkcji (2.22), jak i poszczególne stałe A, n, Q , zależą od α

$$H(\alpha) = \min(F(Q(\alpha), A(\alpha), n(\alpha), \alpha)). \quad (2.23)$$

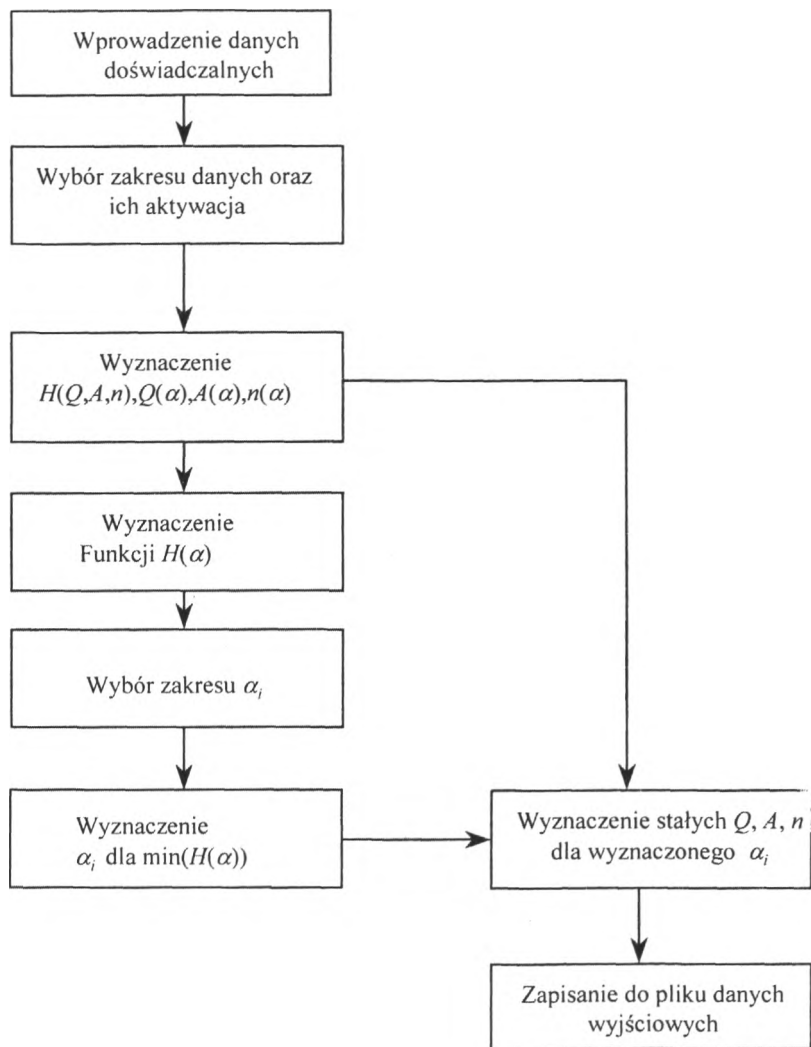
Następnie dla wybranego przedziału $\alpha \in \{\alpha_{\min}, \alpha_{\max}\}$ wykreślamy funkcję $H(\alpha)$. Przykładowy przebieg funkcji $H(\alpha)$ pokazano na rysunku 2.16. Na podstawie przebiegu tej zależności określa się wartość α_i , dla której funkcja $H(\alpha)$ osiąga minimum.



Rys. 2.16. Przykładowy przebieg funkcji $H(\alpha)$

Ustalony w ten sposób parametr α_i podstawia się do równania (2.22) i wyznacza pozostałe stałe w równaniu Garofalo.

Na podstawie zaprezentowanej metody opracowano program do wyznaczania stałych w równaniu Garofalo. Jego schemat blokowy przedstawiono na rysunku 2.17.



Rys. 2.17. Schemat blokowy programu do rozwiązywania równania Garofalo

Wyznaczona energia aktywacji pozwala określić, jaki elementarny proces kontroluje przebieg procesu odkształcania. Energia aktywacji odkształcenia plastycznego na gorąco aluminium i stali niskowęglowych odpowiada energii aktywacji samodyfuzji (pełzania), w takim przypadku procesem kontrolującym przebieg procesu odkształca-

nia jest wspinanie się dyslokacji, czyli proces zdrowienia dynamicznego, prowadzący do kształtowania się podziaren. W przypadku natomiast miedzi, niklu, ich stopów, stali austenitycznych oraz stali wysokowęglowych energia aktywacji Q jest znacznie większa od energii aktywacji samodyfuzji i proces odkształcania plastycznego jest kontrolowany przebiegiem rekrytalizacji dynamicznej.

2.2.7. METODYKA BADANIA ZACHOWANIA SIĘ MATERIAŁÓW PODCZAS ODKSZTAŁCANIA NA GORĄCO

Poznanie czynników wpływających na podatność wybranego materiału do obróbki plastycznej na gorąco, określoną naprężeniem uplastyczniającym i odkształceniem granicznym w funkcji warunków odkształcania, obejmuje:

- ustalenie wpływu temperatury i prędkości odkształcania na przebieg naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego w funkcji odkształcania,
 - wyznaczenie energii aktywacji odkształcania plastycznego jedną z metod przedstawionych w p. 2.2.6.
 - powiązanie przebiegu naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego ze zjawiskami strukturalnymi – ustalenie, jakie elementarne procesy kontrolują przebieg odkształcenia plastycznego w danych warunkach odkształcania.
- Do badań można zastosować urządzenia opisane w p. 1.2.

2.3. BADANIE KINETYKI PROCESÓW OSŁABIENIA MATERIAŁÓW

2.3.1. RÓWNANIA OPISUJĄCE KINETYKĘ OSŁABIENIA DYNAMICZNEGO

W materiałach odkształcanych na gorąco, oprócz umocnienia odkształceniowego, występuje przeciwstawne zjawisko, tj. osłabienie wywołane odbudową odkształconej struktury, prowadzące do usunięcia umocnienia [116]. Osłabienie może obejmować zjawiska zarówno związane ze zdrowieniem i rekrytalizacją [109], jak i lokalizacją odkształceń [102]. Wyróżnia się osłabienie zachodzące podczas odkształcania, określone jako osłabienie dynamiczne, i zachodzące podczas przerwy w procesie odkształcania lub po zakończonym procesie odkształcania, określone jako statyczne [63].

Ilościowy opis osłabienia przedstawia jego kinetyka, która określa zmianę objętości materiału osłabionego odniesioną do całkowitej objętości odkształcanego materiału w funkcji czasu.

Do opisu kinetyki procesu osłabienia dynamicznego [146] stosuje się równanie Avramiego

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp(-k_d t^{n_d}), \quad (2.24)$$

w którym:

X_{red} – udział objętości osłabionej dynamicznie,

k_d i n_d – stałe zależne od warunków odkształcania i rodzaju materiału,

t – czas.

Po podstawieniu stałej k_d w postaci

$$k_d = k_{d1} \left(\frac{1}{t_{\text{red}}} \right)^{n_d}, \quad (2.25)$$

otrzymuje się równanie Johnsona–Mehla–Avramiego, opisujące kinetykę procesów termomechanicznych w nieco innej formie niż równanie (2.24),

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp \left[-k_{d1} \left(\frac{t}{t_{\text{red}}} \right)^{n_d} \right], \quad (2.26)$$

w którym:

k_{d1} – stała materiałowa,

t_{red} – czas konieczny do osłabienia określonej objętości materiału; zwykle przyjmuje się czas konieczny do osłabienia połowy objętości materiału $t_{\text{red} 0,5}$.

Oslabienie dynamiczne wywołane rekrytalizacją dynamiczną rozpoczyna się w chwili osiągnięcia odkształcenia krytycznego ε_c i kończy się w momencie zapoczątkowania stabilnego płynięcia plastycznego ε_s , gdy cała objętość materiału zostaje zrekrystalizowana dynamicznie. Czas niezbędny do zrekrystalizowania określonego ułamka objętości materiału można wyrazić odkształceniem zawartym w przedziale między ε_c a ε_s i prędkością odkształcania. Dla określonej prędkości odkształcania otrzymuje się wówczas zależność

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp \left[-k_{d2} (\varepsilon_p - \varepsilon_c)^{n_d} \right], \quad (2.27)$$

gdzie: k_{d2} – stała związana z k_d zależnością $k_{d2} = k_d \dot{\varepsilon}_p^{-n_d}$.

Na podstawie wyników badań Sellars [144] wykazał, że odkształcenie krytyczne ε_c wynosi od 0,67 do 0,86 odkształcenia ε_{pp} , odpowiadającego maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pp} .

Odkształcenie ε_{pp} określa się z zależności [132]

$$\varepsilon_{pp} = N D_0^c Z^a, \quad (2.28)$$

w której:

N , a i c – stałe materiałowe,

D_0 – wyjściowa wielkość ziaren.

Inną nieco zależność do opisu kinetyki rekryształizacji dynamicznej stosowano w pracach [120, 132]

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp \left[-k_{d3} \left(\frac{\varepsilon_p - \varepsilon_c}{\varepsilon_{pp}} \right)^{n_{d1}} \right], \quad (2.29)$$

gdzie: k_{d3} i n_{d1} – stałe materiałowe.

Zależność (2.29) po zmodyfikowaniu przez wprowadzenie w miejsce odkształcenia ε_{pp} odpowiadającego maksimum naprężenia uplastyczniającego funkcji $\varepsilon_{p0,5}$, koniecznej do osłabienia połowy objętości materiału, zależnej od wyjściowej wielkości ziaren, prędkości odkształcania i temperatury, umożliwia uzależnienie kinetyki rekryształizacji dynamicznej od tych wielkości. Funkcję $\varepsilon_{p0,5}$ dla stali eutektoidalnej opisuje równanie

$$\varepsilon_{p0,5} = k_{d4} D_0^{0,25} \dot{\varepsilon}_p^{0,05} \exp \left(\frac{k_{d5}}{T} \right), \quad (2.30)$$

w którym: k_{d4} , k_{d5} – stałe materiałowe.

Oddziaływanie wielkości ziaren na kinetykę rekryształizacji dynamicznej można określić także innym równaniem [141]

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp \left[\frac{-k_{d6}}{D_0} (\varepsilon_p - \varepsilon_c)^{n_{d2}} \right], \quad (2.31)$$

w którym: k_{d6} , n_{d2} – stałe materiałowe.

Po zróżniczkowaniu względem odkształcenia zależność ta przyjmuje postać

$$\frac{dX_{\text{red}}}{d\varepsilon_p} = \frac{n_{d2} k_{d6}}{D_0} (\varepsilon_p - \varepsilon_c)^{(n_{d2}-1)} (1 - X_{\text{red}}). \quad (2.32)$$

Oznacza to, że wyrażenie

$$\frac{dX_{\text{red}}}{d\varepsilon_p} (\varepsilon_p - \varepsilon_c)^{(1-n_{d2})}$$

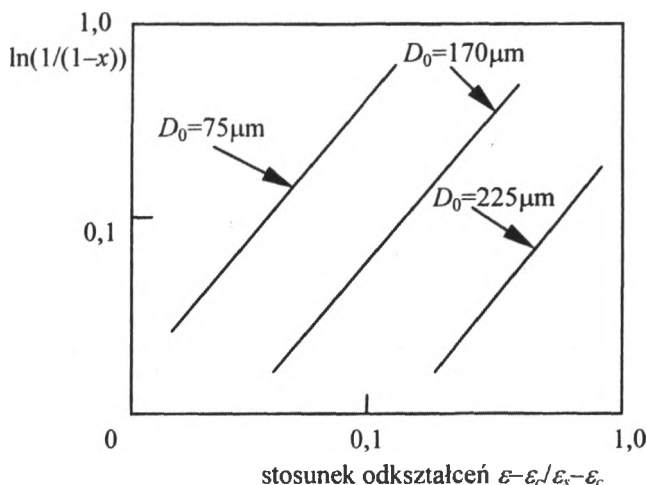
jest liniową funkcją D_0^{-1} . Zależność ta pozwala zastosować metodę najmniejszych kwadratów do wyznaczenia najlepszej wartości parametru n_{d2} .

Po wprowadzeniu w miejsce odkształcenia ε_{pp} przedziału odkształceń zawartego pomiędzy odkształceniem krytycznym ε_c a odkształceniem początku ustalonego płynięcia plastycznego ε_s równanie (2.29) można przedstawić w postaci uwzględniającej warunki brzegowe przebiegu rekryształizacji dynamicznej [132]

$$X_{\text{red}} = 1 - \exp \left[-k_{d7} \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_s - \varepsilon_c} \right)^{n_{d3}} \right], \quad (2.33)$$

gdzie: k_{d7} , n_{d3} – stałe materiałowe.

Kinetykę rekrytalizacji dynamicznej opisywano także zmodyfikowanym równaniem Cahn [116], po przystosowaniu go do opisu zarodkowania na granicach ziaren i na czole frontu rekrytalizacji. W równaniu tym występują jednak takie wielkości, które bardzo trudno zweryfikować doświadczalnie. Typowe krzywe kinetyki rekrytalizacji dynamicznej dla austenitycznej stali nierdzewnej przedstawiono na rysunku 2.18 [131] – zwiększenie wielkości ziaren D_0 powoduje spowolnienie rekrytalizacji, natomiast nachylenie krzywych opisujących kinetykę jest w przybliżeniu niezależne od początkowej wielkości ziaren i mieści się w przedziale od 0,9 do 1,3.



Rys. 2.18. Kinetyka rekrytalizacji dynamicznej austenitycznej stali nierdzewnej w temperaturze 1150 °C przy prędkości odkształcania 0,5 s⁻¹

Jak wynika z przedstawionego przeglądu literatury do opisu kinetyki osłabienia dynamicznego stosowane jest równanie Avramiego lub jego zmodyfikowane postacie przez zastąpienie czasu funkcją zależną od odkształcenia zakrytycznego i prędkości odkształcania, a także czasu zajścia połowicznej rekrytalizacji dynamicznej. Zależności te opisują różne funkcje zależne niemal od takich samych parametrów, tzn. odkształcenia zakrytycznego, początkowej wielkości ziaren, temperatury, w niektórych równaniach występuje prędkość odkształcania w sposób jawny lub pod postacią parametru Zenera–Hollomona.

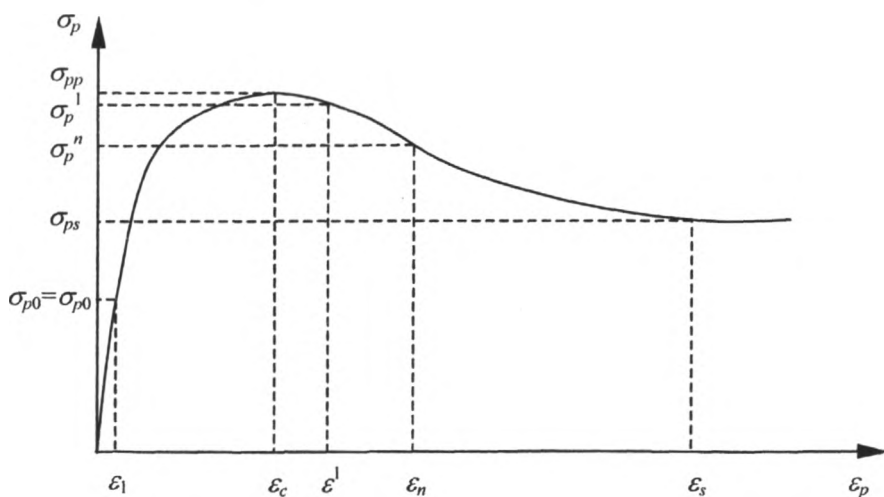
2.3.2. METODY WYZNACZANIA KINETYKI OSŁABIENIA DYNAMICZNEGO

Kinetykę osłabienia dynamicznego można wyznaczać doświadczalnie dwiema metodami:

➤ bezpośrednią, przez badania strukturalne odkształconego materiału, polegającą na ocenie ilościowej osłabionych obszarów po różnych wartościach zakrytycznego odkształcenia; metoda ta jest mało dokładna, trudno jest bowiem ocenić objętość osłabionych obszarów, szczególnie wtedy, gdy osłabienie jest wywołane nie tylko procesem rekrytalizacji materiału,

➤ pośrednią, sprowadzającą się do wnioskowania o procesach wywołujących osłabienie na podstawie przebiegów naprężenia uplastyczniającego w czasie odkształcania (rys. 2.19) [63].

W metodzie tej z krzywych naprężenie uplastyczniające–odkształcenie po przekroczeniu odkształcenia krytycznego wyznacza się kinetykę osłabienia dynamicznego. Przy opisie tych krzywych założono, że po osiągnięciu odkształcenia krytycznego, w pierwszym bardzo małym kroku odkształcenia, rekrytalizuje pewna mała objętość materiału ΔX , która w tym kroku nie umacnia się ponownie, osiągając poziom zerowy bądź umownej granicy plastyczności. W dalszych krokach objętość ta ulega umocnieniu zgodnie z zależnością $\sigma_p - \varepsilon_p$.



Rys. 2.19. Schemat metody wyznaczania kinetyki osłabienia dynamicznego

Po pierwszym kroku, zgodnie z przyjętym założeniem, naprężenie uplastyczniające materiału umacniającego się wyraża się zależnością

$$\sigma_p^1 = \sigma_{pp} (1 - \Delta X_1) + \sigma_{p1} \Delta X_1, \quad (2.34)$$

w której:

- ΔX_1 – udział objętości zrekrytalizowanej po pierwszym kroku nie ulegającej umocnieniu w tym kroku,
 σ_p^1 – naprężenie uplastyczniające materiału po pierwszym kroku odkształcania,
 $\sigma_{p1} = \sigma_{p0}$ – umowna granica plastyczności materiału zrekrytalizowanego lub zerowy poziom naprężenia,
 σ_{pp} – maksymalne naprężenie uplastyczniające.

Udział objętości materiału zrekrytalizowanego po pierwszym kroku odkształcenia oblicza się z równania

$$\Delta X_1 = \frac{\sigma_{pp} - \sigma_p^1}{\sigma_{pp} - \sigma_{p1}}. \quad (2.35)$$

Postępując podobnie jak po pierwszym kroku, wyznacza się naprężenie uplastyczniające σ_p^n materiału umacniającego się po n -tym kroku, które dla trzech cykli rekrytalizacji

$$\begin{aligned} \sigma_p^n = & \sigma_{pp} + \sum_{n-n_{\text{red}}+1}^n (\sigma_{p(n+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i + \sum_{n-2n_{\text{red}}+1}^{n-n_{\text{red}}} (\sigma_{p(n-n_{\text{red}}+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i + \\ & + \sum_1^{n-2n_{\text{red}}} (\sigma_{p(n-2n_{\text{red}}+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i \end{aligned} \quad (2.36)$$

i udział objętości ΔX_n zrekrytalizowanej w n -tym kroku

$$\Delta X_n = \frac{1}{\sigma_{pp} - \sigma_{p1}} \left[\sigma_{pp} - \sigma_p^n + \left(\sum_{n-n_{\text{red}}+1}^{n-1} (\sigma_{p(n+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i \right) + \left(\sum_{n-2n_{\text{red}}+1}^{n-n_{\text{red}}} (\sigma_{p(n-n_{\text{red}}+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i \right) + \left(\sum_1^{n-2n_{\text{red}}} (\sigma_{p(n-2n_{\text{red}}+1-i)} - \sigma_{pp}) \Delta X_i \right) \right], \quad (2.37)$$

gdzie:

- ΔX_i – udział objętości zrekrytalizowanej w i -tym kroku,
 σ_{pi} – naprężenie uplastyczniające zrekrytalizowanej i -tym kroku objętości materiału po ponownym umocnieniu,
 n_{red} – liczba kroków konieczna do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej,

n – końcowa liczba kroków dla trzech cykli rekryształizacji $n \leq n_{\text{red}}$,
 i – numer kolejnego kroku.

W przedstawionej metodzie założono, że materiał, który uległ osłabieniu więcej niż trzy razy, jest tak mało, iż jego wpływ na kinetykę dynamicznych procesów osłabienia można pominąć, bez popełnienia większego błędu.

W celu ujednolicenia sposobu wyznaczania kinetyki osłabienia dynamicznego należy przyjąć jednakowe względne przyrosty odkształceń $\Delta \varepsilon_i$ wynoszące np. 1/30 odkształcenia krytycznego ε_c badanego materiału, co oznacza jednocześnie $n_{\text{red}} = 30$. Ponadto przyjmuje się, iż w danym kroku poziom naprężenia materiału zrekrystalizowanego i ponownie umacniającego się nie ulega zmianie. W ten sposób przy stałym przyroście odkształcenia w kolejnych krokach zmienny udział zrekrystalizowanej objętości opisuje kinetykę procesu osłabienia dynamicznego.

Posługując się zależnościami między sumą objętości zrekrystalizowanej w kolejnych krokach ΔX_i i odpowiadającemu jej odkształceniu zakrytycznemu wyznacza się współczynniki k_{d2} i n_d w równaniu (2.27). Współczynniki te można wyznaczać metodą najmniejszych kwadratów, za pomocą dowolnego programu do analizy statystycznej.

2.3.3. RÓWNANIA OPISUJĄCE KINETYKĘ OSŁABIENIA STATYCZNEGO

Po zakończonym procesie odkształcania w materiale może zachodzić osłabienie statyczne, prowadzące do usunięcia umocnienia materiału, które nie zostało wyeliminowane w procesach dynamicznych [63]. Ilościowy opis osłabienia statycznego, podobnie jak i dynamicznego, określa jego kinetyka.

Do opisu kinetyki procesu osłabienia statycznego stosuje się równanie podobne do równań opisujących kinetykę osłabienia dynamicznego, oparte głównie na równaniu Avramiego [18]

$$X_{\text{res}} = 1 - \exp \left(-k_s t^{n_s} \right), \quad (2.38)$$

w którym:

X – udział objętości osłabionej statycznie,

k_s i n_s – stałe zależne od warunków odkształcania i rodzaju materiału.

Po podstawieniu stałej k_s w postaci

$$k_s = k_{s1} \left(\frac{1}{t_{\text{res}}} \right)^{n_s} \quad (2.39)$$

otrzymuje się równanie Johnsona–Mehla–Avramiego opisujące kinetykę procesów termomechanicznych w nieco innej formie niż wzór (2.38)

$$X_{\text{res}} = 1 - \exp \left[-k_{s1} \left(\frac{t}{t_{\text{res}}} \right)^{n_s} \right], \quad (2.40)$$

w którym:

k_{s1} – stała materiałowa,

t_{res} – czas konieczny do osłabienia określonej objętości materiału; zwykle przyjmuje się czas konieczny do osłabienia połowy objętości materiału $t_{res\ 0,5}$.

W równaniu (2.40) czas połowicznej rekrytalizacji statycznej można wyrazić różnymi zależnościami. Siwecki [149] dla mikrostopowych stali austenitycznych z wanadem czas ten określa wyrażeniem

$$t_{res0,5} = A_s \varepsilon_p^{-n_{s1}} D_0^2 \exp\left(\frac{Q_{res}}{RT}\right), \quad (2.41)$$

w którym:

A_s i n_{s1} – stałe materiałowe,

Q_{res} – energia aktywacji rekrytalizacji statycznej.

W wyrażeniu tym nie występuje prędkość odkształcenia, która powinna być uwzględniona, wpływając bowiem na ilość energii zmagazynowanej w materiale, oddziałuje tym samym na kinetykę rekrytalizacji statycznej. Prędkość odkształcenia można uwzględnić, bądź wprowadzając do wyrażania na czas konieczny do osłabienia określonej objętości materiału parametr Zenera–Hollomona [144]

$$t_{res0,5} = A_{s1} \varepsilon_p^{-n_{s2}} Z^{-a} D_0^2 \exp\left(\frac{Q_{res}}{RT}\right), \quad (2.42)$$

gdzie: A_{s1} , n_{s2} i a – stałe materiałowe,

bądź wprowadzając ją bezpośrednio do wyrażenia na czas konieczny do osłabienia określonej objętości materiału [132]

$$t_{res0,5} = A_{s2} \varepsilon_p^{-n_{s3}} \dot{\varepsilon}_p^{-m} D_0^{-c} \exp\left(\frac{Q_{res}}{RT}\right), \quad (2.43)$$

gdzie: A_{s2} , n_{s3} , m , c – stałe materiałowe, przy czym – wg [132] – n_{s3} jest funkcją D_0 .

Jeżeli w czasie odkształcania w materiale nie zachodzi rekrytalizacja dynamiczna, to do opisu $t_{res0,5}$ stali niskowęglowych o wyjściowej wielkości ziaren 4–5 ASTM odkształcanych w obszarze austenitu można zastosować inną funkcję, która nie zależy od prędkości odkształcania [120]

$$t_{res0,5} = A_{s3} \varepsilon_p^{-n_{s4}} \exp\left(\frac{Q_{res}}{RT}\right). \quad (2.44)$$

Jeszcze inne równanie zastosowano w pracy [41]

$$t_{res0,5} = A_{s4} \varepsilon_p^{-n_{s5}} \dot{\varepsilon}_p^{-m_1} D_0^{-c_1}, \quad (2.45)$$

gdzie: A_{s3} , A_{s4} , c_1 , n_{s4} , n_{s5} , m_1 – stałe materiałowe; c_1 mieści się w granicach od 0,14 do 0,2.

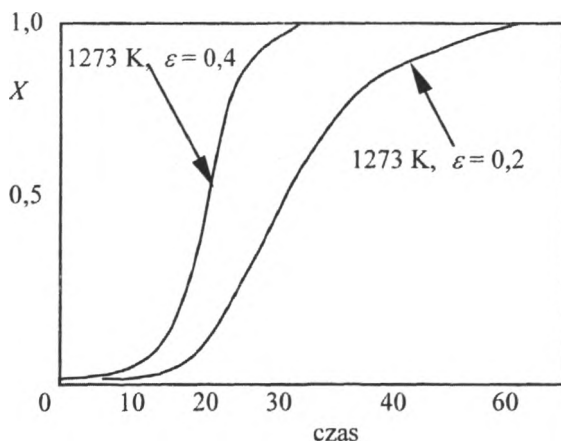
Współczynniki A_{s4} i n_{s5} określono w pracy [132] zależnościami:

$$A_{s4} = l_1 \exp\left(\frac{Q_{res}}{RT}\right), \quad (2.46)$$

$$n_{s5} = l_2 D_0^{l_3}, \quad (2.47)$$

w których: l_1 , l_2 , i l_3 – stałe materiałowe.

Typowe krzywe kinetyki rekrytalizacji stycznej przedstawiono na rysunku 2.20.



Rys. 2.20. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na kinetykę rekrytalizacji statycznej stali nierdzewnej typu 316N o początkowej wielkości ziaren $60 \mu\text{m}$ [156]

Jak wynika z przedstawionego przeglądu literatury, do opisu kinetyki osłabienia statycznego, podobnie jak do opisu kinetyki osłabienia dynamicznego, stosowane jest przede wszystkim równanie Avramiego lub Johnsona–Mehla–Avramiego.

2.3.4. METODY WYZNACZANIA KINETYKI OSŁABIENIA STATYCZNEGO

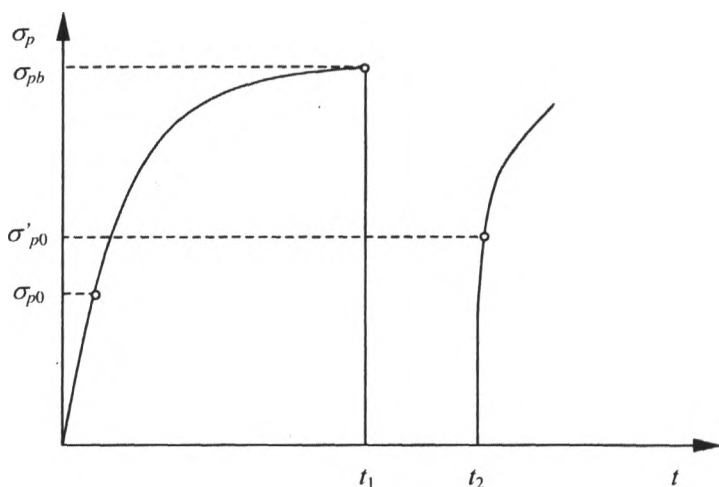
Kinetykę osłabienia statycznego można wyznaczać doświadczalnie czterema metodami:

➤ bezpośrednią, przez badania strukturalne odkształconego materiału, polegającą na ocenie ilościowej osłabionych obszarów po różnych czasach wygrzewania; metoda ta jest mało dokładna, trudno jest bowiem ocenić objętość osłabionych obszarów, szczególnie wtedy, gdy osłabienie jest wywołane nie tylko procesem rekrytalizacji materiału,

➤ trzema metodami pośrednimi, sprowadzającymi się do wnioskowania o procesach wywołujących osłabienie na podstawie przebiegów naprężenia w czasie przerw w procesie odkształcania.

Pierwsza z nich polega na wielokrotnym odkształcaniu do określonego stopnia odkształcenia, następnie zastosowaniu po każdym odkształceniu różnych przerw w procesie odkształcania z pełnym odciążeniem próbki i ponownym obciążaniu z taką samą jak poprzednio prędkością odkształcania. Stopień osłabienia materiału O_{s1} według tej metody po różnych czasach przerw w odkształcaniu określa się z zależności (2.1) (rys. 2.21). Jest to metoda bardzo pracochłonna, wymagająca do określenia kinetyki procesu osłabienia statycznego dużej liczby próbek.

Druga metoda określania kinetyki osłabienia statycznego sprowadza się do analizy zmian naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia od momentu zatrzymania procesu odkształcania, wyznaczenie następnie przebiegu naprężenia relaksacji w funkcji czasu relaksacji i na tej podstawie określenia osłabienia materiału. Wykorzystuje się tutaj fakt, że zmiany naprężenia relaksacji można powiązać z udziałem procesów prowadzących do osłabienia materiału [51].

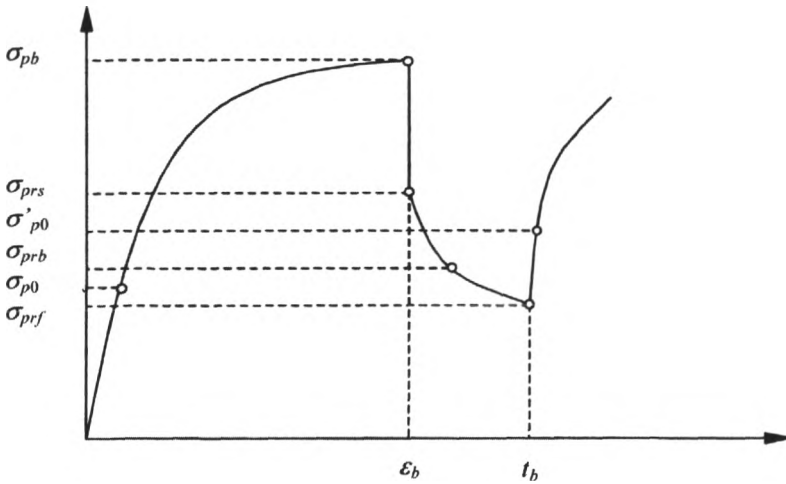


Rys. 2.21. Schemat metody wyznaczania kinetyki osłabienia z pełnym odciążeniem próbki

Metoda ta umożliwia wyznaczenie kinetyki procesu osłabienia nawet przy użyciu tylko jednej próbki. Sposób stosowania relaksacji naprężenia do wyznaczania kinetyki osłabienia przedstawiono na rysunku 2.22. W momencie przerywania odkształcania przy naprężeniu σ_{pb} początkowy spadek naprężenia do wartości σ_{prs} jest wywołany lepkoplastycznymi właściwościami materiału, dalszy natomiast jego spadek wiąże się z zachodzącym w materiale procesem osłabienia. Po określonym czasie przerwy naprężenie ulega obniżeniu do poziomu σ_{prf} . Stopień osłabienia materiału oblicza się z zależności

$$O_{s2} = \frac{\sigma_{prs} - \sigma_{prb}}{\sigma_{prs} - \sigma_{prf}}. \quad (2.48)$$

W metodzie tej zakłada się, że po czasie t_b w materiale zajdzie pełne osłabienie, co nie zawsze jest prawdą. Dlatego opracowano nową metodę określania kinetyki osłabienia, w której po zakończonym procesie relaksacji naprężenia próbkę ponownie odkształca się z taką samą jak poprzednio prędkością i określa się nową granicę plastyczności σ'_{p0} [63].



Rys. 2.22. Schemat metody relaksacji naprężenia

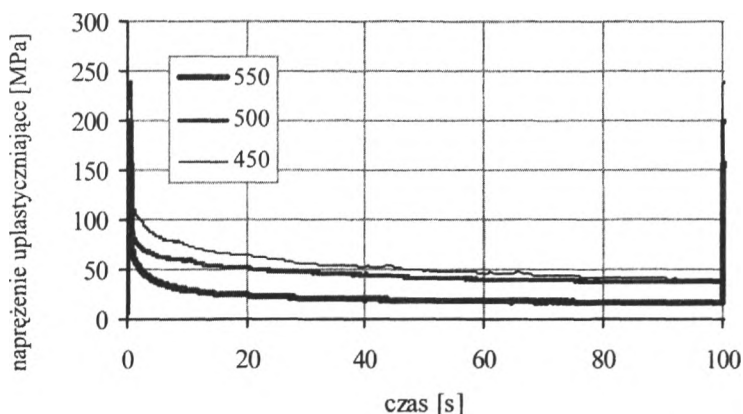
Stopień osłabienia materiału według tej metody określa się ze wzoru

$$O_{s3} = \frac{(\sigma_{prs} - \sigma_{prb})(\sigma_{pb} - \sigma'_{p0})}{(\sigma_{prs} - \sigma_{prf})(\sigma_{pb} - \sigma_{p0})}. \quad (2.49)$$

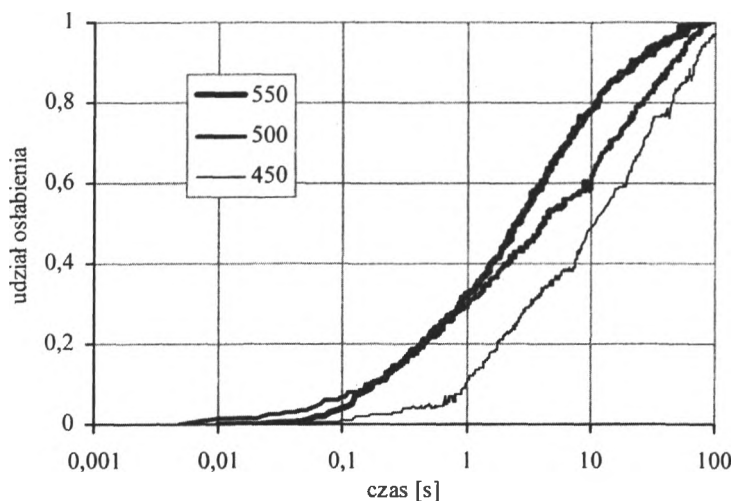
We wzorze tym uwzględniono fakt, że osłabienie zachodzące podczas przerwy w odkształcaniu jest bieżącą funkcją poziomu naprężenia relaksacji określonej stosunkiem różnic naprężeń $(\sigma_{prs} - \sigma_{prb})/(\sigma_{prs} - \sigma_{prf})$ skorygowanej stosunkiem różnic naprężenia uplastyczniającego wyrażającym osłabienie materiału $(\sigma_{pb} - \sigma'_{p0})/(\sigma_{pb} - \sigma_{p0})$. Jest to oryginalne zastosowanie metody relaksacji naprężeń [51] do wyznaczania udziału i kinetyki procesów osłabiania statycznego, które dokładniej można określić jako quasi-statyczne, ponieważ w materiale w czasie relaksacji mogą zachodzić nieznaczne odkształcenia określone sztywnością urządzenia zastosowanego do odkształcania próbek.

Na rysunku 2.23 przedstawiono przykładowe przebiegi naprężenia uplastyczniającego podczas próby relaksacji mosiądzu CuZn35,3 w temperaturze 450, 500 i 550 °C

po odkształceniu do $\varepsilon_p = 0,5$ z $\dot{\varepsilon}_p = 1 \text{ s}^{-1}$. Na podstawie tych przebiegów i równania (2.49) sporządzono wykresy przedstawiające zależność stopnia osłabienia od czasu (rys. 2.24) i wyznaczono współczynniki k_s i n_s w równaniu (2.38). Jeżeli przebiegi relaksacji prowadzone są w różnej temperaturze i przy różnych prędkościach odkształcania, to współczynniki w równaniu (2.38) można uzależnić od temperatury, prędkości odkształcania lub parametru Zenera–Hollomona.



Rys. 2.23. Przebiegi naprężenia podczas relaksacji mosiądzu CuZn35,3 w temperaturze 450, 500 i 550 °C po odkształceniu do $\varepsilon = 0,5$ z $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$



Rys. 2.24. Kinetyka osłabienia $X(t)$ mosiądzu CuZn35,3 w temperaturze 450, 500 i 550 °C po odkształceniu do $\varepsilon = 0,5$ z $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

2.3.5. METODYKA WYZNACZENIA KINETYKI OSŁABIENIA STATYCZNEGO I DYNAMICZNEGO

Procesy osłabienia statycznego i dynamicznego odgrywają bardzo istotnie rolę podczas odkształcania plastycznego na gorąco, dlatego wydaje się celowe:

- poznanie w praktyce sposobów wyznaczania kinetyki osłabienia dynamicznego i statycznego,

- ustalenie wpływu parametrów odkształcania na obie kinetyki osłabienia oraz poznanie możliwości sterowania nimi,

- określenie wpływu kinetyki osłabienia statycznego i dynamicznego na odkształcalność materiału określoną poziomem naprężenia uplastyczniającego i odkształceniem granicznym oraz na właściwości po odkształceniu.

Do badań można zastosować urządzenia opisane w p. 1.2. Pozwalają one uzyskać zarówno ciągle przebiegi naprężenia uplastyczniającego potrzebne do wyznaczania kinetyki osłabienia dynamicznego, jak i przerywane przebiegi stosowane do określania kinetyki statycznej metodami pośrednimi. Ponadto urządzenia te mają możliwość szybkiego zamrażania struktury próbki odkształcanej na gorąco, co umożliwia wyznaczenie kinetyki osłabienia statycznego i dynamicznego metodami bezpośrednimi.

3. PROCESY KSZTAŁTOWANIA BLACH

3.1. WPROWADZENIE

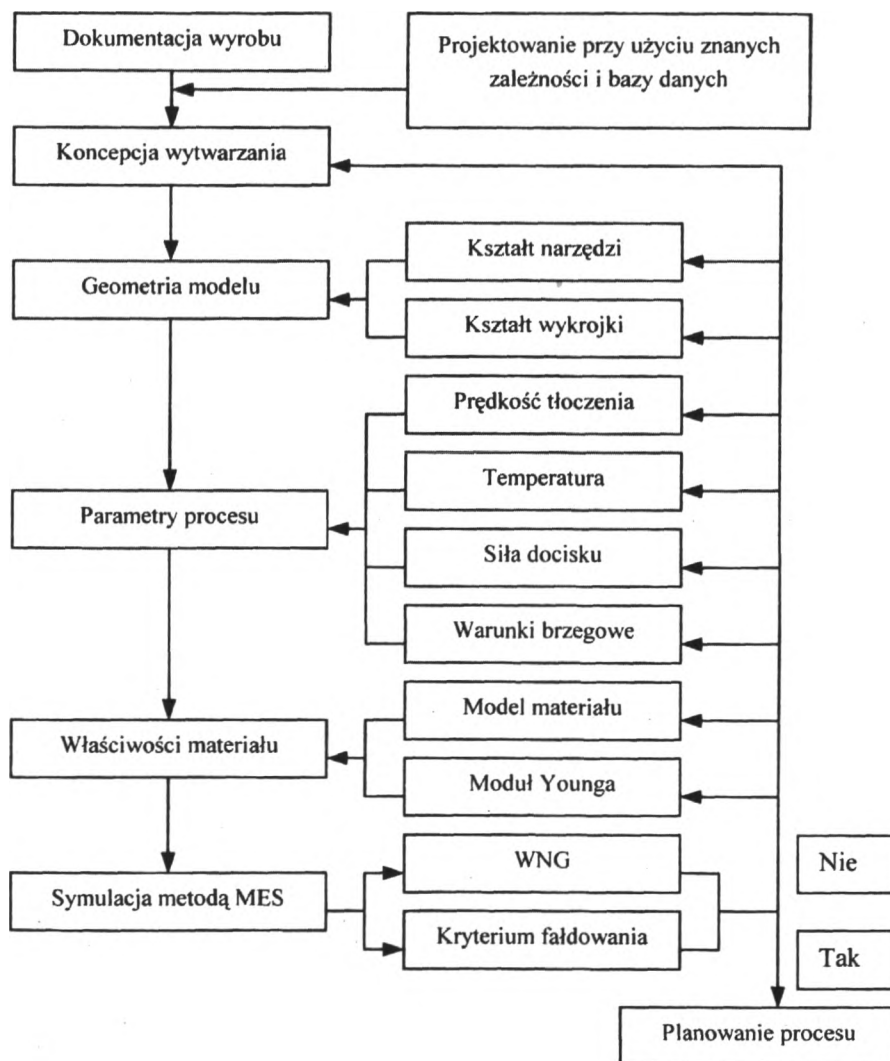
Kształtowanie blach należy do podstawowych procesów wytwarzania, w których stan naprężenia i odkształcenia jest funkcją wielu czynników, z tego względu projektowanie tych procesów jest bardzo kłopotliwe. Prowadzone obecnie badania zmierzają do udoskonalenia projektowania procesów kształtowania blach przez zastosowanie kryterium utraty stateczności oraz analitycznych narzędzi projektowania komputerowego, dzięki temu kosztowne badania doświadczalne, prowadzone najczęściej metodą prób i błędów, stosowane do optymalizacji procesu, mogą być zredukowane lub wyeliminowane.

Wzrost zapotrzebowania na pojazdy lekkie, odporne na korozję i bezpieczne, spowodował konieczność zastosowania doskonalszych materiałów nowej generacji. Problemy z tłoczeniem blach o zwiększonej wytrzymałości i zmniejszonej grubości stwarzają istotne ograniczenia w procesie kształtowania. Konieczność zabezpieczenia takich blach przed korozją prowadzi do stosowania blach pokrytych powłokami antykorozyjnymi, które stwarzają dodatkowe ograniczenia w procesie tłoczenia. Konsekwencją tego jest zwiększenie kosztów wytwarzania karoserii samochodowych w porównaniu z kosztami użytych materiałów.

Tłoczność blach jest złożonym zagadnieniem, które nie może być zdefiniowane przez pojedyncze kryterium. **Tłoczność zazwyczaj jest określana za pomocą wykresu odkształceń granicznych (WOG)** [42, 94]. WOG dla poszczególnych materiałów wyznacza się na ogół eksperymentalnie, ale rozwijane są również metody analityczne [11, 12, 53, 112].

Wykresy odkształceń granicznych są trudne do bezpośredniego użycia w projektowaniu procesu kształtowania blach, ponieważ w dużej mierze zależą one od drogi odkształcenia. Oznacza to, że dla lokalnych obszarów materiału wytłoczki, charakteryzujących się różną drogą odkształcania, powinny być zastosowane odpowiednio zróżnicowane wykresy odkształceń granicznych. Z tego względu zamiast wykresów odkształceń granicznych zaproponowano wykresy naprężeń granicznych (WNG) [6, 54]. Pojedynczy wykres naprężeń granicznych może być zastosowany do opisu wielu

różnych dróg odkształcania. W symulacjach procesu tłoczenia metodą elementów skończonych (MES) [166] wykresy naprężeń granicznych można stosować bezpośrednio jako wskaźniki końca procesu symulacji, gdy stan naprężenia osiąga albo przekracza poziom naprężeń granicznych.



Rys. 3.1. Algorytm systemu do projektowania procesów kształtowania blach [50]

W ostatnich latach, wraz z doskonaleniem komputerów i MES, rozwinięto trójwymiarowe symulacje operacji kształtowania blach. Włączona w iteracyjne projektowanie procesu technologicznego symulacja MES umożliwia jego optymalizację [137].

Prowadzi to do znacznej redukcji czasu i kosztów opracowania narzędzi, ustalenia optymalnych parametrów procesu, podnoszenia jakości produktu i niezawodności procesu.

W Zakładzie Inżynierii Kształtowania Plastycznego Politechniki Wrocławskiej opracowano system do projektowania procesów kształtowania wyrobów z blach, którego algorytm przedstawiono na rysunku 3.1 [3–5]. W zaproponowanym systemie projektowania i diagnostyki procesów kształtowania blach uwzględniono wykres naprężeń granicznych oraz wykres naprężeń fałdowania (WNF) [86, 96, 99, 125], jako graniczne warunki kształtowania, a także równania konstytutywne (RK) i warunki brzegowe (WB) [30, 32, 43, 74, 114, 115, 136, 161], dobrze opisujące reakcję materiału na złożone warunki odkształcania. Do analizy, symulacji i projektowania procesów kształtowania blach zastosowano komercyjny pakiet MARC [154, 167, 168].

Zastosowanie systemu projektowania procesów kształtowania blach (SPPKB) stwarza możliwość projektowania procesów kształtowania blach bez stosowania kosztownej i czasochłonnej metody prób i błędów doboru kształtu narzędzi, dzięki czemu można uzyskać znaczne oszczędności. System daje możliwość określenia siły kształtowania, doboru odpowiednich narzędzi, wyznaczenia naprężeń i określenia warunków procesu. SPPKB wymaga podania początkowej geometrii narzędzi, wymiaru materiału wyjściowego blachy, właściwości materiału, określonych przez WNG, WNF i RK, prędkości odkształcania (prędkość stempla) i WB. Zastosowanie SPPKB w przemyśle uczyni produkcję części tłocznych z blach bardziej konkurencyjną i tańszą.

3.2. WYZNACZANIE WSPÓŁCZYNNIKÓW ANIZOTROPII NORMALNEJ I PŁASKIEJ BLACH

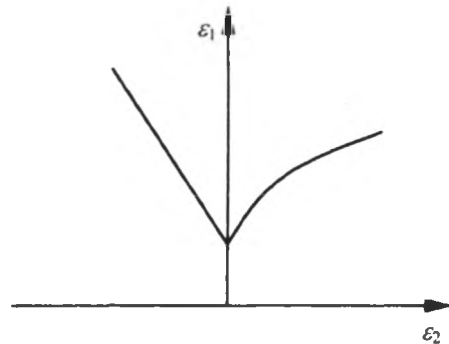
Współczynniki anizotropii normalnej i płaskiej odgrywają istotną rolę zarówno w opisie teoretycznym, jak i praktycznym zachowania się blach podczas wytwarzania z nich wyrobów. Wyznaczanie obu tych współczynników w plastometrycznej próbie rozciągania obejmuje:

- omówienie wpływu współczynnika anizotropii normalnej i płaskiej na proces tłoczenia wyrobów z blach.
- doświadczalne wyznaczenie współczynników anizotropii normalnej blachy w kierunkach: równoległym, prostopadłym i skośnym do kierunku walcowania.
- obliczenie uśrednionej wartości współczynnika anizotropii normalnej.
- obliczenie współczynnika anizotropii płaskiej.

3.2.1. ANALIZA ZACHOWANIA SIĘ BLACHY W PROCESACH TŁOCZENIA

Rozwój przemysłu motoryzacyjnego i lotniczego wiąże się bezpośrednio z koniecznością wytwarzania środków transportu o coraz ładniejszych kształtach i bardziej

funkcjonalnych formach. Kształtowanie takich wyrobów, ze względu na ich indywidualne formy, jest procesem złożonym, wymagającym właściwego zaprojektowania procesu oraz narzędzi, a także wyeliminowania konieczności stosowania techniki prób i błędów, która jest bardzo kosztowna i czasochłonna. Do wyrobu karoserii pojazdów samochodowych oraz płatów nośnych samolotów stosowane są obecnie coraz częściej nowe generacje blach, takich jak: blachy ze stopów aluminium, stali tłocznej o podwyższonych właściwościach, stopów tytanu, których kształtowanie wymaga zastosowania nowych metod projektowania, uwzględniających zmianę właściwości blach w trakcie samego procesu tłoczenia. Znaczny postęp osiągnięto dzięki zastosowaniu wykresów odkształceń granicznych, opracowanych doświadczalnie przez Keelera [94] i Goodwina [42] i teoretycznie przez Marciniaka i Kuczyńskiego [112], a rozwiniętych przez Barata da Rocha [11, 12] i innych [53]. Wykresy odkształceń granicznych umożliwiają wyznaczenie odkształceń granicznych wiążących się z określonym zjawiskiem ograniczającym proces odkształcania. Typowy wykres odkształceń granicznych przedstawiono na rysunku 3.2.

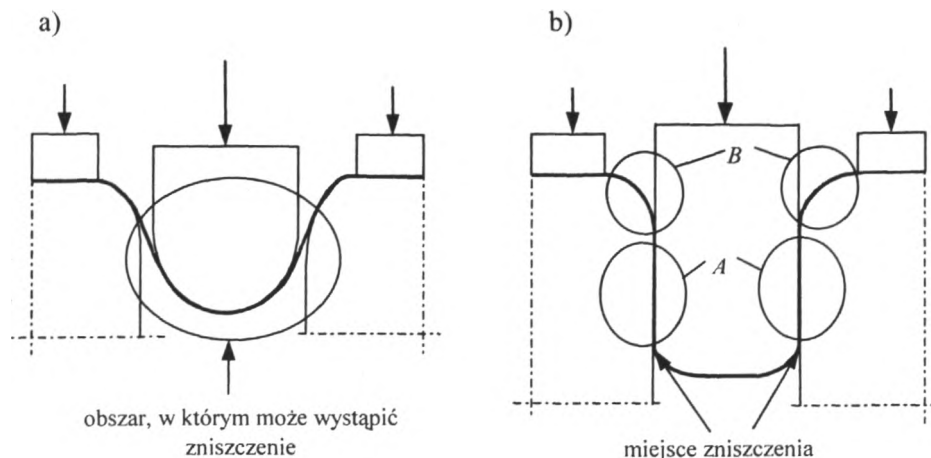


Rys. 3.2. Wykres odkształceń granicznych

Podczas tłoczenia cienkich blach na zimno mogą występować różnorodne zjawiska ograniczające możliwości tłoczenia, największe jednak znaczenie praktyczne mają trzy następujące:

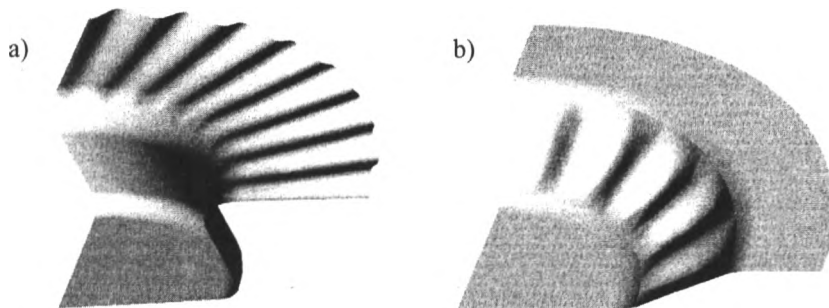
Utrata stateczności w postaci lokalizacji odkształceń, prowadząca do rozdzielania materiału w obszarze plastycznego kształtowania wyłóczki. Zjawisko to występuje w operacjach tłoczenia, w których żądany kształt wyłóczki uzyskuje się przez rozciąganie blachy, co powoduje zmniejszenie jej grubości. Przykład takiej operacji pokazano na rysunku 3.3a, na którym obszar plastycznego kształtowania obejmuje czaszę kulistą

Zniszczenie wyłóczki w wyniku przekroczenia jej wytrzymałości w miejscu leżącym poza obszarem plastycznego kształtowania. Przykładem jest operacja wytłaczania (rys. 3.3b), w której obszar nadawania kształtu, oznaczony literą *B*, obejmuje część kołnierza wyłóczki, zniszczenie natomiast wyłóczki następuje przez oderwanie jej denka, a więc w miejscu leżącym poza obszarem kształtowania. Oderwanie denka jest wynikiem przekroczenia wytrzymałości na rozciągania walcowej ścianki wyłóczki przez siłę niezbędną do plastycznego płynięcia kołnierza. Jest tak wtedy, gdy siłę niezbędną do kształtowania przenosi część wyłóczki, nie biorąca w danej chwili udziału w procesie tłoczenia, przy czym wytrzymałość tej części jest mniejsza od oporu odkształcania kształtowanej części wyłóczki.



Rys. 3.3. Przykłady zjawisk ograniczających procesy tłoczenia blachy:
 a – utrata stateczności przez rozciąganie, prowadząca do rozdzielenia materiału w obszarze plastycznego kształtowania wytłoczki,
 b – przekroczenie wytrzymałości blachy poza obszarem nadawania kształtu

Utrata stateczności w postaci faldowania blachy, prowadząca do powstania fałd materiału w obszarze plastycznego kształtowania wytłoczki. Zjawisko to występuje w operacjach tłoczenia, w których żądany kształt wytłoczki uzyskuje się przez rozciąganie blachy w jednym kierunku, z jednoczesnym ściskaniem w innym. Przykłady takich operacji przedstawiono na rysunku 3.4.



Rys. 3.4. Przykłady faldowania: a – kołnierza wytłoczki,
 b – części swobodnej nie stykającej się z narzędziem [125]

Oprócz wymienionych zjawisk ograniczających przydatność blachy do określonej operacji mogą również być uwzględniane dodatkowe czynniki, na przykład: powsta-

wanie dużych uch na obrzeżu wytłoczek, powstawanie wad powierzchniowych spowodowanych liniami Lüdersa. Zjawiska te muszą być traktowane jako kryteria uzupełniające w ocenie tłoczności blachy.

Zachowanie się blachy w procesie plastycznego kształtowania, a więc również możliwość pojawienia się określonego zjawiska ograniczającego, zależy z jednej strony od rodzaju operacji tłoczenia i warunków kształtowania, z drugiej zaś od plastycznych właściwości blachy. Właściwości te zależą od wielu różnych cech materiałowych, z których każdą można wyrazić ilościowo za pomocą odpowiedniego wskaźnika.

Rozróżnia się następujące rodzaje cech materiałowych:

➤ Cechy związane z teksturą występującą w blasze. Każda blacha wykazuje pewien stopień uporządkowania orientacji krystalograficznej poszczególnych ziaren, a więc pewien rodzaj tekstury. Ma on istotny wpływ na postać warunku plastyczności, a tym samym na zachowanie się blachy w operacjach tłoczenia.

➤ Cechy opisujące czułość naprężenia uplastyczniającego na zmianę chwilowych warunków kształtowania. Do tej grupy należą: czułość na prędkość odkształcania, wyrażająca zmianę naprężenia uplastyczniającego przy zmianie prędkości odkształcania oraz czułość na wzrost temperatury, spowodowany ciepłem generowanym w wyniku odkształcenia plastycznego, wyrażająca zmianę naprężenia uplastyczniającego spowodowaną podniesieniem temperatury.

➤ Cechy opisujące ewolucję parametrów stanu materiału. Plastyczne kształtowanie materiału powoduje zmiany jego cech strukturalnych, jak na przykład rozmiarów ziaren, stopnia zdefektowania sieci krystalicznej, gęstości dyslokacji itp. Wymienione zmiany nie zachodzą skokowo, lecz rozwijają się stopniowo, w miarę postępującego odkształcenia i upływu czasu. Wyrazem tych zmian struktury są zmiany naprężenia uplastyczniającego.

➤ Cechy sprężyste materiału, jak na przykład moduł Younga i granica sprężystości. Iloczyn tych wielkości jest proporcjonalny do energii sprężystej, a ta z kolei ma wpływ na proces tworzenia się fałd w kształtowanej wytłoczce.

➤ Cechy charakteryzujące warstwę wierzchnią. Do tej grupy należy wskaźnik chropowatości powierzchni, cechy fizykochemiczne warstwy wierzchniej mające wpływ na współczynnik tarcia.

➤ Cechy związane z niejednorodnością blachy. Należy tu wymienić wskaźnik jednorodności materiału blachy i wskaźnik kierunkowości zanieczyszczeń związany z ukierunkowanym ułożeniem zanieczyszczeń w postaci włókien biegnących równolegle do kierunku walcowania.

W dalszej części pracy zajęto się głównie oddziaływaniem tekstury w blasze na przebieg procesu tłoczenia.

Ogromna większość blach wykazuje różne właściwości plastyczne w różnych kierunkach. Oznacza to, że np. w przypadku jednoosiowego rozciągania składowe odkształcenia w dwóch wzajemnie prostopadłych kierunkach i jednocześnie prostopadłych do kierunku rozciągania nie są sobie równe. Jako miarę tej cechy przyjmuje się wskaźnik plastycznej anizotropii normalnej r w postaci

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{g_0}{g}} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{l_0 b}{l b_0}}, \quad (3.1)$$

gdzie:

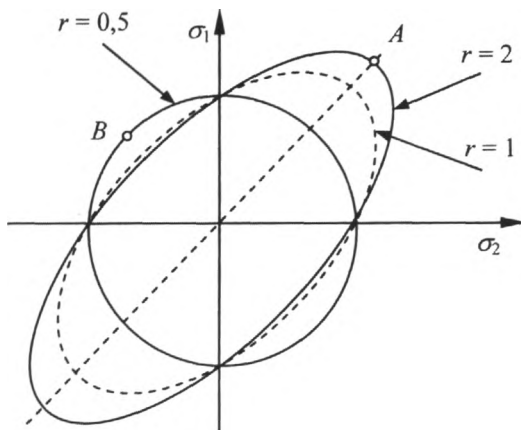
- ε_1 – odkształcenie logarytmiczne w kierunku szerokości próbki rozciąganej jednoosiowo,
- ε_1 – odkształcenie logarytmiczne w kierunku grubości próbki rozciąganej jednoosiowo,
- b_0 i b – szerokość części pomiarowej próbki przed i po odkształceniu,
- g_0 i g – grubość części pomiarowej próbki przed i po odkształceniu,
- l_0 i l – długość części pomiarowej próbki przed i po odkształceniu.

Zwykle współczynnik anizotropii normalnej wyznacza się dla trzech kierunków: dla kierunku walcowania r_0 , kierunku prostopadłego do niego r_{90} oraz kierunku nachylnego pod kątem 45° do kierunku walcowania r_{45} . Jeżeli $r_0 \neq r_{45} \neq r_{90}$, to materiał dodatkowo charakteryzuje się tzw. plastyczną anizotropią płaską.

Anizotropia normalna istotnie wpływa na postać warunku plastyczności. Według Hilla [80] warunek ten dla płaskiego stanu naprężenia dla materiałów anizotropowych ma postać

$$\sigma_p^2 = \sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2 \left(\frac{2r}{r+1} \right). \quad (3.2)$$

Wpływ anizotropii normalnej na położenie i kształt elipsy plastyczności przedstawiono na rysunku 3.5, z którego wynika, że wraz ze wzrostem anizotropii normalnej r



wydłuża się duża oś elipsy plastyczności, a skraca się jej oś mała. Taka zmiana kształtu elipsy plastyczności pozwala łatwo wyjaśnić wpływ anizotropii normalnej na podatność blachy do tłoczenia określoną współczynnikiem wytlaczania.

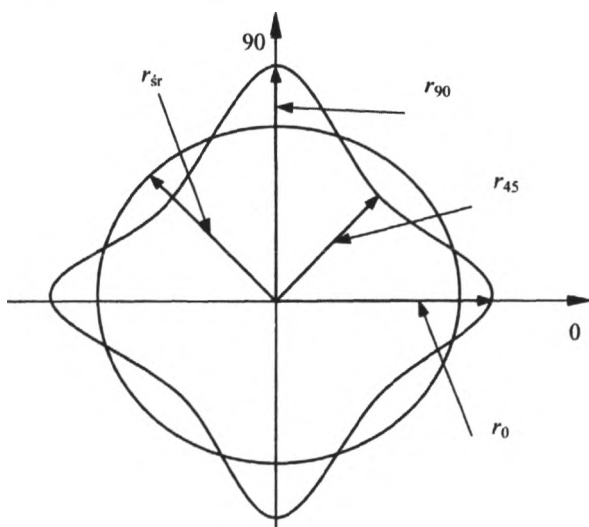
Rys. 3.5. Wpływ anizotropii normalnej na elipsę plastyczności zgodnie z równaniem (3.2)

Zwiększenie anizotropii normalnej oznacza wzrost umocnienia w obszarze dwuosowych naprężeń rozciągających (punkt A na rys. 3.5) w odniesieniu do obszaru,

w którym występują naprężenia rozciągające i ściskające (punkt *B* na rys. 3.5). Im większe naprężenia rozciągające może przenieść wytłoczka podczas kształtowania w obszarze *A* (widocznym na rysunku 3.3b) i im mniejsze naprężenie jest konieczne do uplastycznienia kołnierza wytłoczki w obszarze *B* na rysunku 3.3b, w którym jedno z naprężeń głównych jest rozciągające, a drugie ściskające, tym lepsza jest podatność materiału do procesu tłoczenia.

Średnią wartość współczynnika anizotropii normalnej oblicza się ze wzoru (por. rys. 3.6)

$$r = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3.3)$$



Rys. 3.6. Rozkład współczynników anizotropii normalnej w płaszczyźnie blachy

Współczynnik anizotropii płaskiej można opisać różnymi zależnościami, najlepiej jednak opisuje go zależność

$$r_p = \frac{r_{\max} - r_{\min}}{r_{\text{sr}}} \quad (3.4)$$

w której:

$r_{\min}$ – najmniejsza wartość współczynnika anizotropii normalnej,

$r_{\max}$ – największa wartość współczynnika anizotropii normalnej.

3.2.2. METODYKA WYZNACZANIA WSPÓŁCZYNNIKÓW ANIZOTROPII NORMALNEJ I PŁASKIEJ

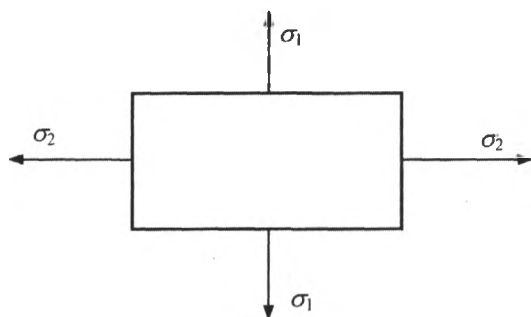
Do wyznaczenia anizotropii normalnej i płaskiej należy stosować próbki płaskie pokazane na rysunku 1.8. Sposób ich wykonania i mocowania w maszynie wytrzymałościowej omówiono w p. 1.3.1.

Próbki powinny być pobrane w trzech kierunkach, tj. w kierunku walcowania, kierunku prostopadłym do kierunku walcowania i kierunku tworzącym kąt 45° z kierunkiem walcowania. W każdym kierunku należy stosować przynajmniej po trzy próbki dla wyznaczenia wartości średnich. Badanie próbek wyciętych w różnych kierunkach względem kierunku walcowania pozwala wyznaczyć wartości współczynnika anizotropii normalnej w odpowiednich kierunkach. Współczynnik ten na ogół w poszczególnych kierunkach ma różne wartości ze względu na anizotropię płaską blachy.

Próbkę należy odkształcać jedynie w zakresie odkształceń równomiernych, których zasięg odpowiada maksymalnej sile, co jest równoznaczne z maksymalnym naprężeniem umownym, tzn. stosunkiem maksymalnej siły do przekroju początkowego próbki. Wydłużenie równomierne blach stosowanych do procesów tłoczenia wynosi około 20% długości pomiarowej próbki. Po przekroczeniu odkształceń równomiernych zachodzi utrata stateczności, objawiająca się miejscowym przewężeniem, które powoduje, że jednoosiowy stan naprężenia, jaki panuje w rozciąganej próbce do momentu utraty stateczności, ulega zakłóceniu i powstaje trójosiowy stan naprężeń. Ponieważ we wzorze określającym współczynnik anizotropii normalnej występuje szerokość i grubość odkształconej próbki, posługiwanie się wymiarami próbki, w której występują lokalne zmiany szerokości i grubości, prowadzi do błędnych wartości współczynnika anizotropii normalnej.

3.3. WYKRESY ODKSZTAŁCEŃ GRANICZNYCH

Jeżeli do prostokątnego wykroju blachy zostaną przyłożone dwa wzajemnie prostopadłe naprężenia σ_1 i σ_2 (rys. 3.7), to spowodują one powstanie odpowiednich



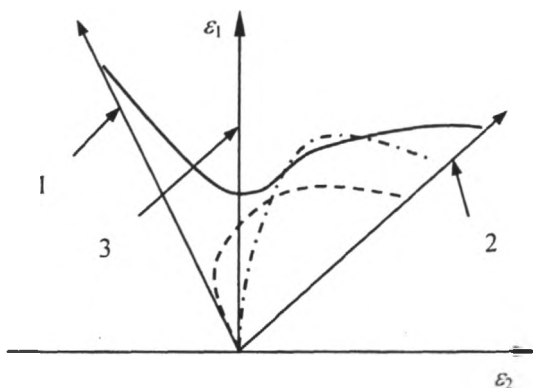
odkształceń ε_1 i ε_2 . W miarę wzrostu naprężenia rosną odkształcenia i w pewnym momencie procesu nastąpi zjawisko tzw. utraty stateczności blachy.

Rys. 3.7. Schemat dwuosiowego rozciągania blachy

Widocznym efektem tego zjawiska jest utworzenie się lokalnego ubytku grubości blachy, czyli powstanie tzw. bruzdy. W następnej fazie procesu blacha ulega pęknięciu właśnie w bruzdzie. Odkształcenia, jakich doznaje materiał w obszarach przyległych do bruzdy, nazywa się odkształceniami granicznymi.

Realizując proces odkształcania przy różnych wartościach stosunku σ_1/σ_2 , co oznacza również różne wartości stosunku odkształceń $\varepsilon_1/\varepsilon_2$, i nanosząc wartości od-

kształceń granicznych na wykres we współrzędnych ε_1 – ε_2 , otrzymuje się wykres odkształceń granicznych (rys. 3.8). Linia odkształceń granicznych dzieli płaszczyznę ε_1 – ε_2 na dwie strefy: bezpieczną, poniżej tej linii, i strefę niebezpieczną, powyżej tej linii, w której dochodzi do utraty stateczności i pęknięcia odkształcanej blachy. Podczas wyznaczania wykresu odkształceń granicznych przyjęto regułę, że odkształcenie ε_1 jest wyznaczane w kierunku walcowania, natomiast ε_2 jest wyznaczane w kierunku prostym do kierunku walcowania.



Rys. 3.8. Wykres odkształceń granicznych:
1 – jednoosiowe rozciąganie, 2 – dwuosiowe
równomierne rozciąganie,
3 – płaski stan odkształcania

Mimo licznych prac prowadzonych w wielu ośrodkach badawczych teoretycznie wyznaczone wykresy znacznie odbiegają od ich przebiegów ustalonych doświadczalnie. Wynika to z faktu, że w analizie teoretycznej konieczne jest przyjęcie wstępnej niejednorodności materiału, której nie można określić doświadczalnie, a przyjmuje się ją „a priori” w celu uzyskania zgodności wykresów otrzymanych metodą teoretyczną i doświadczalną. Badania zmierzające do teoretycznego wyznaczania wykresów naprężeń i odkształceń granicznych powinny być dalej rozwijane, lecz przy obecnym stanie wiedzy głównie wykresy wyznaczone doświadczalnie mogą być stosowane do poprawnego projektowania procesów kształtowania blach. Celem tego podrozdziału jest zapoznanie czytelnika z:

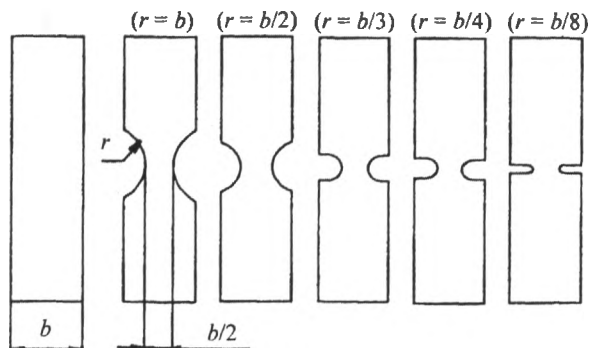
- doświadczalnym wyznaczaniem wykresu odkształceń granicznych.
- zastosowaniem wykresu odkształceń granicznych do analizy procesów kształtowania blach.

3.3.1. BUDOWA WYKRESÓW ODKSZTAŁCEŃ GRANICZNYCH

Istnieją różne doświadczalne metody budowy wykresów odkształceń granicznych. Omówiono tylko te, które są najczęściej stosowane.

Metoda jednoosiowego rozciągania

Metoda ta pozwala wyznaczyć wykres odkształceń granicznych tylko w obszarze gdzie $\varepsilon_2 < 0$ [29]. W celu uzyskania różnych dróg odkształcania w tym obszarze stosowane są próbki o różnych kształtach zarówno z karbem, jak i bez karbu (rys. 3.9).

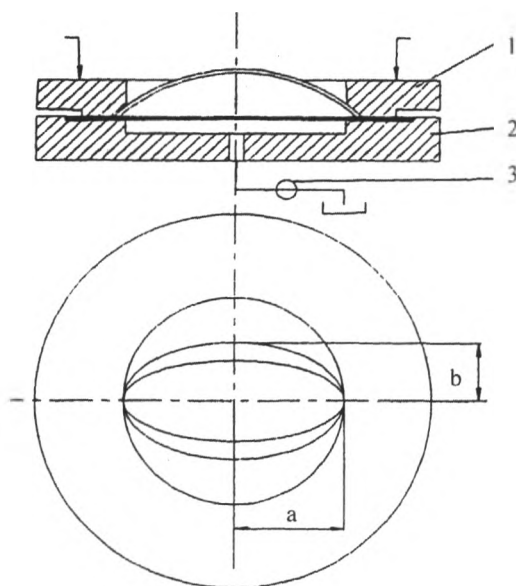


Rys. 3.9. Próbkę stosowane w próbie rozciągania dla lewej części wykresu odkształceń granicznych ($b = 5, 10, 20$ i 30 mm)

Zaletą tej metody jest łatwe wykonanie próbek i możliwość stosowania powszechnie używanych maszyn do badania wytrzymałości na rozciąganie, zachowanie płaskości próbki podczas rozciągania, co ułatwia pomiar odkształceń i wyeliminowanie wpływu tarcia.

Metoda wytłaczania cieczą

Schemat próby wytłaczania cieczą przedstawiono na rysunku 3.10 [128]. Dzięki zastosowaniu – oprócz okrągłych – matryc eliptycznych można zmieniać drogę odkształcania. Próba ta, przeciwnie niż poprzednia, nadaje się tylko do wyznaczenia prawej części wykresów odkształceń granicznych, to znaczy w obszarze $\varepsilon_2 > 0$. W tej próbie, tak jak i w poprzedniej, wpływ tarcia jest wyeliminowany. Obie te próby uzupełniają się wzajemnie i umożliwiają wyznaczenie pełnych wykresów odkształceń granicznych.



Rys. 3.10. Schemat próby wytłaczania cieczą:

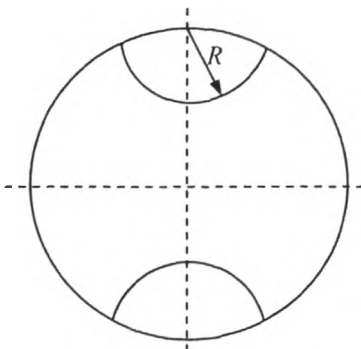
- 1 – matryca, 2 – dociskacz,
- 3 – doprowadzenie cieczy,
- a – duża oś elipsy, b – mała oś elipsy

Metoda Marciniaka

W czasie tłoczenia, w celu wyeliminowania pęknięcia odkształcanej blachy w pobliżu przejścia płaskiej powierzchni czołowej stempla w część walcową, Marciniak [113] zastosował specjalne podkładki pomiędzy stemplem a kształtowaną blachą, przenoszące część obciążenia pochodzącego od stempla. Dzięki stosowaniu takiego stempla można płaskie dno odkształcanej blachy poddawać znacznym odkształceniom plastycznym. W celu uzyskania różnych dróg odkształcania stosuje się stemple i matryce o różnym przekroju poprzecznym, np. okrągłe, eliptyczne, prostokątne. Zastosowanie podkładek powoduje, że utrata stateczności materiału następuje na płaskiej powierzchni, co ułatwia pomiar odkształceń i eliminuje błędy związane z krzywizną powierzchni oraz nie dochodzi do tarcia pomiędzy odkształcaną blachą a stemplem. Mankamentem tej metody jest konieczność stosowania wielu różnych narzędzi i możliwość wyznaczania wykresów odkształceń granicznych tylko w obszarze dodatnich wartości ε_2 .

Metoda Gronostajskiego–Dolnego

W celu wyeliminowania konieczności stosowania wielu narzędzi w próbie Marciniaka oraz rozszerzenia jej na cały zakres odkształceń ε_2 zastosowano próbki bez oraz z okrągłymi wycięciami o różnych promieniach R (rys. 3.11). Zmiana rozmiarów wycięć pozwala uzyskać zmianę drogi odkształcania od jednoosiowego rozciągania do dwuosiowego równomiernego rozciągania z zastosowaniem jednego okrągłego stempla o średnicy 110 mm i okrągłej matrycy o średnicy 120 mm [48].



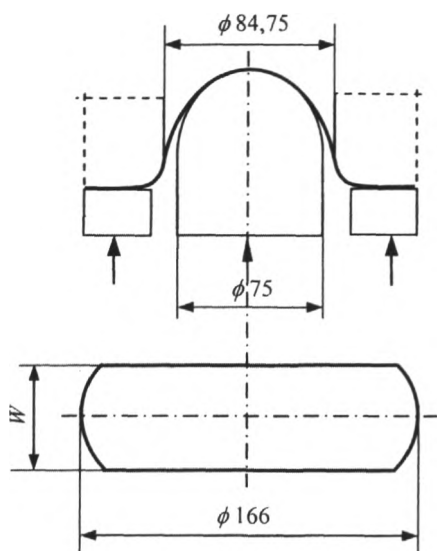
Rys. 3.11. Kształt próbek stosowanych w próbie Gronostajskiego–Dolnego

Metoda Nakazimy

Próba Nakazimy [123] polega na rozciąganiu prostokątnych próbek o różnej szerokości za pomocą półkulistego stempla i okrągłej matrycy (rys. 3.12). Przez zmianę szerokości próbek i zastosowanie smaru osiąga się odkształcenia odpowiadające dodatnim i ujemnym wartościom odkształcenia ε_2 , pokrywające cały obszar wykresu odkształceń granicznych. Zaletą tej próby, oprócz zalet, jakimi charakteryzuje się poprzednia próba, jest prosty kształt próbek. Wadami tej próby są natomiast oddziaływanie tarcia na przebieg odkształcania się materiału, możliwość powstawania fałd podczas odkształcania próbki oraz błędy pomiarowe spowodowane krzywizną próbek.

W przedstawionych metodach do określania momentu utraty stateczności odkształcanej próbki można zastosować dwie nieco różne metody. Pierwsza polega na analizie obrazu. Na powierzchnie próbki nanosi się określoną siatkę koordynacyjną

lub dowolnie rozmieszczone czarne punkty przy zastosowaniu spraya. Obraz powierzchni próbki jest rejestrowany przed rozpoczęciem oraz w czasie tłoczenia. Następnie odpowiednimi programami komputerowymi można, z zarejestrowanych przemieszczeń węzłów siatki koordynacyjnej lub naniesionych punktów, obliczyć rozkład składowych stanu odkształcenia. Początek utraty stateczności ustala się na podstawie analizy kolejnych obrazów. Jest on zdefiniowany jako pojawienie się bruzdy pomiędzy dwoma kolejnymi obrazami powierzchni próbki. Obecnie istnieją już urządzenia i programy, które umożliwiają pomiary odkształceń na powierzchniach krzywoliniowych. Druga metoda sprowadza się do pomiarów, za pomocą mikroskopu warsztatowego, przemieszczeń węzłów naniesionej siatki koordynacyjnej i obliczaniu składowych stanu odkształcenia.



W rozdziale tym w opisie odkształceń granicznych nie stosowano dodatkowej informacji, czy dotyczą one tylko odkształceń plastycznych czy też całkowitych, gdyż zależy to od zastosowanej metody pomiarowej. Gdy pomiary odkształceń wykonuje się w trakcie odkształcania, wówczas wyznaczane są odkształcenia całkowite, jeżeli po odkształceniu – odkształcenia plastyczne.

Rys. 3.12. Schemat urządzenia do badań metodą Nakazimy
($W = 66, 77, 88, 99, 104$ i 112 mm)

~ 3.3.2. CZYNNIKI WPŁYWAJĄCE NA ODKSZTAŁCENIA GRANICZNE

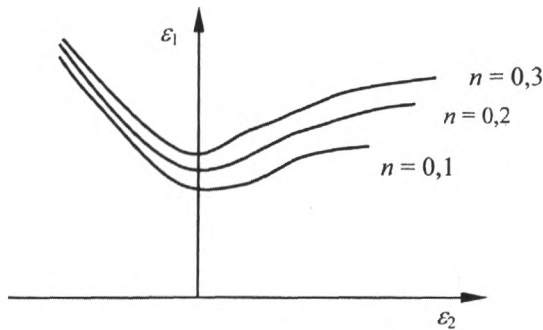
Na odkształcenia graniczne wpływają zarówno czynniki związane z właściwościami materiału blachy, jak i z warunkami odkształcania.

Zdolność materiału do umocnienia określa się zwykle wykładnikiem potęgowym n krzywej umocnienia, jeśli krzywą umocnienia opisuje się równaniem w postaci

$$\sigma_p = f(\varepsilon_p^n), \quad (3.5)$$

w którym taki wykładnik występuje, np. równanie Hollomona (1.9), Swifta (1.11).

Wzrost wartości wykładnika n powoduje podwyższenie poziomu odkształceń granicznych (rys. 3.13).



Rys. 3.13. Wpływ umocnienia materiału na odkształcenia graniczne

Czułość na prędkość odkształcania określa się zwykle wykładnikiem potęgowym m , odniesionym do prędkości odkształcania występującej w równaniu opisującym krzywą umocnienia w postaci

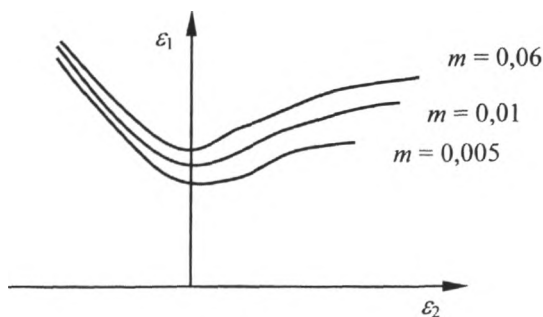
$$\sigma_p = f(\dot{\varepsilon}_p^m) \quad (3.6)$$

lub

$$\sigma_p = f(\varepsilon_p^m, \dot{\varepsilon}_p^m), \quad (3.7)$$

np. równanie Aldera i Philippsa (1.16) czy Grosmana (1.18).

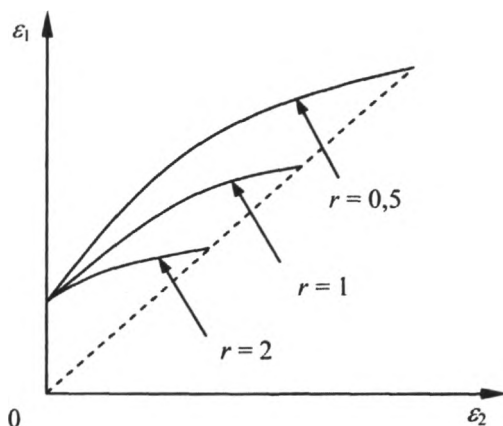
Wpływ czułości na prędkość odkształcania przedstawiono na rysunku 3.14.



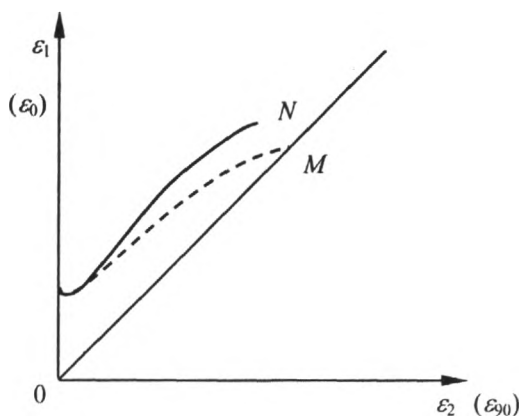
Rys. 3.14. Wpływ czułości na odkształcenia graniczne

Odształcenie wstępne. Wpływ tego parametru jest oczywisty, im materiał jest bardziej umocniony przez wstępne odkształcenie, tym wartości odkształceń granicznych są niższe.

Anizotropia plastyczna. Wpływ plastycznej anizotropii normalnej na podatność do odkształceń plastycznych przy $\varepsilon_2 > 0$ pokazano na wykresie odkształceń granicznych (rys. 3.15), na rysunku 3.16 przedstawiono natomiast wpływ plastycznej anizotropii płaskiej na podatność do procesu tłoczenia.



Rys. 3.15. Wpływ anizotropii normalnej na odkształcenia graniczne [152]



Rys. 3.16. Wpływ anizotropii płaskiej na odkształcenia graniczne, gdy $r_0 = 0,9$ i $r_{90} = 1,4$ [111]

Z rysunku 3.15 wynika, że poziom odkształceń granicznych w obszarze dwuosiowego rozciągania zwiększa się wraz ze zmniejszaniem współczynnika anizotropii normalnej i materiały przeznaczone do procesów, w których dominuje dwuosiowe rozciąganie, powinny charakteryzować się możliwie niewielką wartością

tego współczynnika. W procesach, w których występują ujemne wartości odkształcenia ε_2 zwiększenie współczynnika anizotropii normalnej powoduje natomiast poprawę właściwości tłocznych blachy. Do tych ostatnich procesów należy operacja wytłaczania.

Anizotropia płaska powoduje przesunięcie krzywej odkształceń granicznych w górę bądź w dół od położenia krzywej odkształceń granicznych dla materiału izotropowego, zaznaczonej linią przerywaną OM na rysunku 3.16. Gdy współczynnik anizotropii r_{90} jest większy od współczynnika r_0 , następuje przesunięcie krzywej odkształceń granicznych (linia ON) do większych wartości odkształceń ε_1 względem linii OM .

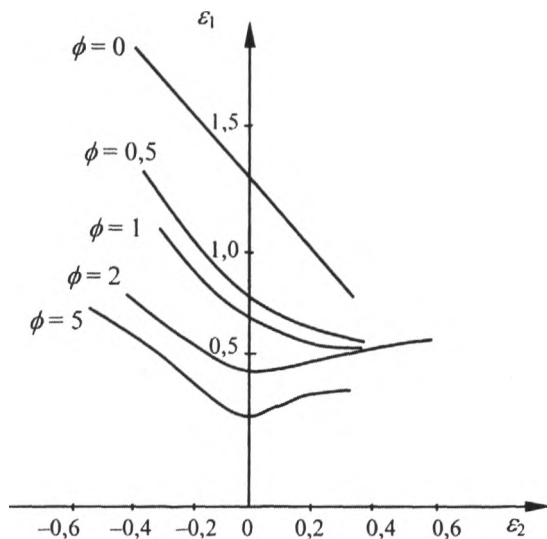
Jednorodność materiału blachy. W każdym rzeczywistym materiale właściwości plastyczne zmieniają się od punktu do punktu. Przyczyną tego zjawiska jest krystaliczna budowa metali, zanieczyszczenia, wtrącenia niemetaliczne, wady geometryczne itp. Im materiał jest bardziej jednorodny, tym poziom odkształceń granicznych jest wyższy.

Grubość blachy. Poziom krzywych odkształceń granicznych zwiększa się ze wzrostem grubości blachy, przy czym w obszarze dwuosowego rozciągania ich poziom wzrasta liniowo ze wzrostem grubości blachy. Dla prostych dróg odkształcania wzrost odkształceń granicznych jest proporcjonalny do wzrostu grubości blachy, ale tylko do pewnej wartości krytycznej. Projektant może zadecydować, czy braki powstające w procesie tłoczenia mogą być wyeliminowane przez zwiększenie grubości blachy; jest to szczególnie ważne wówczas, gdy w procesie odkształcania występują naprężenia rozciągające w obu kierunkach głównych.

Wartość parametrów siatki pomiarowej stosowanej do określania odkształceń. Jeśli stosuje się siatkę pomiarową o parametrze d , określone odkształcenia są wartością średnią w tym obszarze. Jeśli więc w odkształconej blasze występuje duży gradient odkształcenia, to im mniejszy jest parametr siatki, tym większy uzyskuje się rozrzut odkształceń. Gdy określa się odkształcenia graniczne utraty stateczności, gradient odkształceń jest na ogół mały i w takim przypadku wpływ parametru siatki jest nieznaczny. Gdy natomiast wyznacza się odkształcenia graniczne pękania, wtedy gradient odkształceń jest duży.

Badania wpływu parametru siatki zmieniającego się od 0,5 do 5 mm na odkształcenia graniczne ε_1 i ε_2 pokazały, że ma on duży wpływ na odkształcenia określone w kierunku zgodnym z gradientem odkształcenia, w drugim natomiast kierunku praktycznie nie występuje gradient odkształcenia i odkształcenie graniczne określone w tym kierunku praktycznie nie zależy od wartości parametru siatki pomiarowej. Uzyskane wyniki pozwalają ekstrapolować odkształcenia graniczne do wartości określonej przy zerowym rozmiarze parametru siatki.

Wykres odkształceń granicznych przedstawiający odkształcenia pękania określone przy użyciu nieskończenie małych parametrów siatki jest niemal linią prostą (rys. 3.17) i nosi nazwę samoistnego wykresu odkształceń granicznych.



Rys. 3.17. Wpływ parametru siatki na odkształcenia graniczne

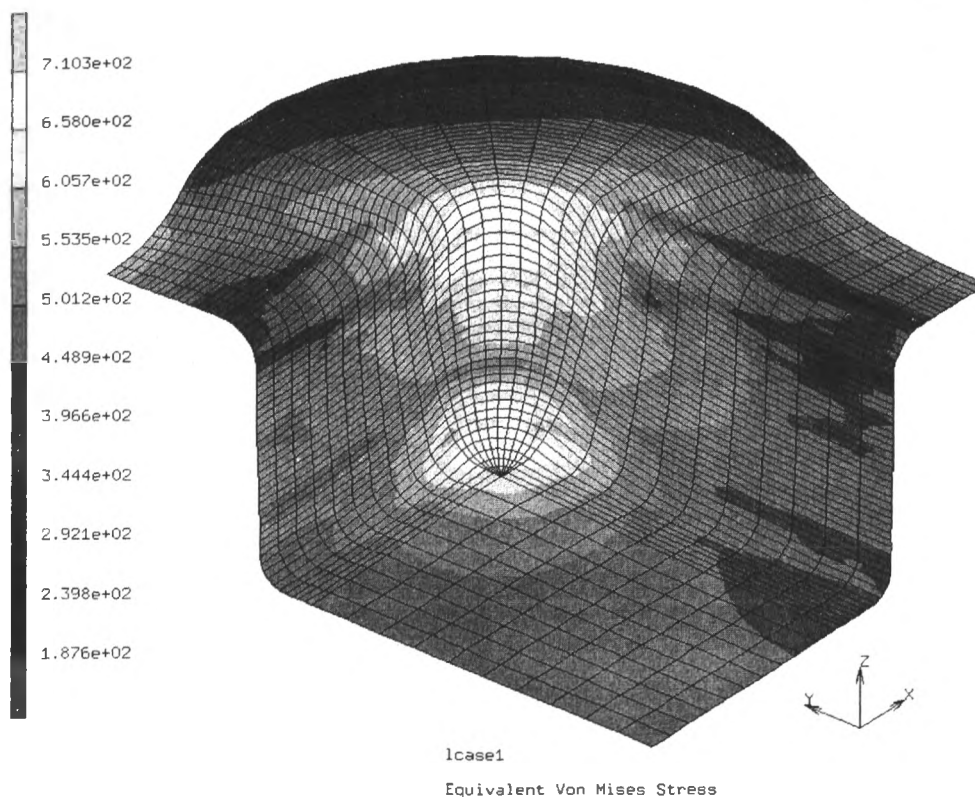
Droga odkształcenia. Wpływ drogi odkształcenia na odkształcenia graniczne omówiono w p. 1.5.1.

3.3.3. ZASTOSOWANIE WYKRESÓW ODKSZTAŁCEŃ GRANICZNYCH

Kształtowanie wyrobów z blach ze względu na ich indywidualne formy jest procesem złożonym, wymagającym właściwego zaprojektowania zarówno procesu, jak i narzędzi, a także doboru właściwego materiału oraz wyeliminowania konieczności stosowania techniki prób i błędów, która jest bardzo kosztowna i czasochłonna, do oceny przydatności blachy do danej operacji tłoczenia. Dlatego zastosowanie wykresów odkształceń granicznych do oceny zachowania się blachy w określonej operacji kształtowania staje się konieczne, zwłaszcza w połączeniu z komputerową symulacją procesu.

W praktyce inżynierskiej dla określonego wyrobu musi być opracowana technologia kształtowania i zaprojektowane odpowiednie narzędzia. Aby to zrealizować, muszą być znane największe lokalne odkształcenia konieczne do ukształtowania wyrobu oraz wykres odkształceń granicznych materiału, z którego tłoczony jest wyrób. Największe lokalne odkształcenia w kształtowanym wyrobie można określić za pomocą np. programu elementów skończonych [36]. Przykład rozkładu odkształceń zastępczych dla wyrobu w kształcie prostopadłościanu, uzyskany za pomocą programu MARC, pokazano na rysunku 3.18 [50].

Inc : 285
Time : 1.900e+01



Rys. 3.18. Rozkład odkształceń zastępczych w kształtowanym wyrobie z blachy stalowej przy zagłębieniu stempla 50,8 mm [50]

Jeżeli w jakiejś operacji warunki obciążania powodują powstanie stanu odkształcenia, reprezentowanego przez linię przerywaną na rysunku 3.8, oznacza to, że zarówno konstrukcja tłoczniaka, warunki odkształcania, jak i dobór materiału blachy są prawidłowe. Jeśli natomiast w innej operacji tłoczenia stan odkształcenia jest reprezentowany przez linię kropka-kreska na rysunku 3.8, to w takim procesie powstawać będą braki w postaci zniszczonych wytłoczek. Należy więc w takim przypadku zmienić warunki kształtowania, przez zmianę np. siły dociskacza, rodzaju smaru i sposobu smarowania, kształtu wykroju z materiału wyjściowego, lub zastosować taki materiał, dla którego linia obrazująca stan odkształcenia znajdzie się w strefie bezpiecznej na wykresie odkształceń granicznych. Jeżeli zmiana warunków tłoczenia nie poprawia sytuacji, a zmiana materiału jest niemożliwa, to należy tak przekonstruować tłocznik, aby linia obrazująca odkształcenia wytłoczki znalazła się w strefie bezpiecznej.

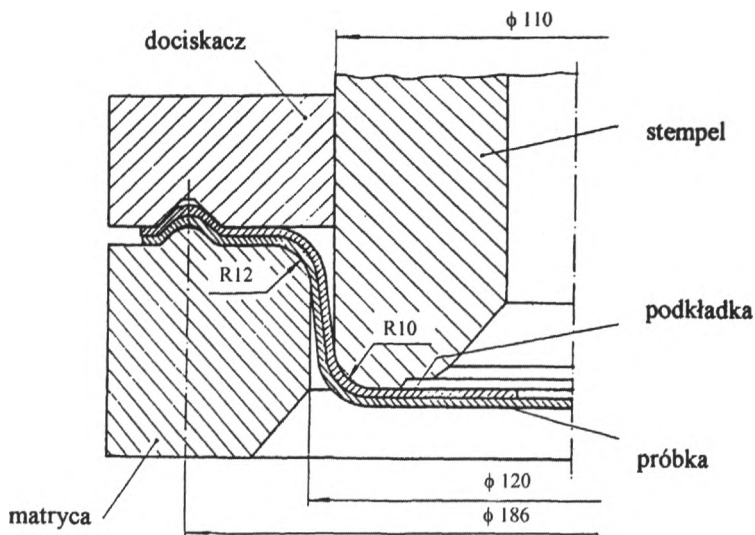
3.3.4. METODYKA BUDOWY WYKRESÓW ODKSZTAŁCEŃ GRANICZNYCH

W celu wyznaczenia krzywej odkształceń granicznych np. metodą Gronostajskiego–Dolnego należy:

➤ Zastosować co najmniej 6 próbek o różnym kształcie, aby uzyskać różne drogi odkształcenia w zakresie od jednoosiowego rozciągania do dwuosiowego równomiernego rozciągania. Kształt próbek przedstawiono na rysunku 3.11. Przez zmianę promienia wycięcia R w próbce uzyskuje się różne drogi odkształcania. Na przykład odkształcanie próbki pełnej pozwala uzyskać drogę odkształcenia zbliżoną do dwuosiowego równomiernego rozciągania, użycie próbki z wycięciem o promieniu równym 20 mm pozwala zrealizować stan odkształcenia zbliżony do płaskiego stanu, zastosowanie próbki z wycięciem o promieniu 40 mm umożliwia natomiast uzyskanie stanu odkształcenia zbliżonego do jednoosiowego rozciągania.

➤ Nanieść na próbkę siatkę pomiarową o określonym parametrze; najczęściej stosuje się siatkę wykonaną z okręgów o średnicy 2 mm.

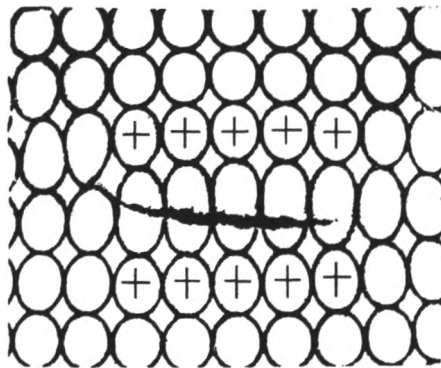
➤ Odształcić próbki w specjalnym tłoczniku (rys. 3.19) ustawionym na prasie hydraulicznej. Próbkę należy odkształcać wraz z podkładkami zabezpieczającymi przed ich pękaniem na krawędzi matrycy. Po zaciśnięciu kołnierza próbki za pomocą dociskacza hydraulicznego włącza się ruch suwaka prasy, do którego przymocowany jest stempel. Proces tłoczenia przerywa się w momencie pojawienia się bruzdy na powierzchni blachy lub jej pęknięcia.



Rys. 3.19. Schemat tłocznika stosowanego do określania odkształceń granicznych

➤ Wyczołować stempel i wyjąć próbki z matrycy, następnie za pomocą mikroskopu warsztatowego należy określić odkształcenia w pobliżu miejsca utraty stateczności lub pęknięcia. W tym celu mierzy się dłuższą i krótszą oś elipsy powstałej z odkształconych okręgów. Do pomiarów należy wybierać elipsy możliwie blisko położone pęknięcia. Elipsy takie na rysunku 3.20 zaznaczono krzyżykami. Rozkład odkształceń można również wyznaczyć za pomocą komputerowego analizatora obrazu.

Rys. 3.20. Obraz przedstawia elipsy powstałe z okręgów odkształconych w próbie jednoosiowego rozciągania [160]



➤ Odkształcenia oblicza się według poniższych wzorów.
Największe odkształcenie główne w płaszczyźnie blachy ε_1

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{d_1}{d_0} \quad (3.8)$$

i najmniejsze odkształcenie główne ε_2 w płaszczyźnie blachy

$$\varepsilon_2 = \ln \frac{d_2}{d_0}, \quad (3.9)$$

gdzie:

d_0 – średnica okręgu,

d_1 – najdłuższa oś elipsy utworzonej z okręgu,

d_2 – najkrótsza oś elipsy utworzonej z okręgu.

➤ Wykreślić obliczone wartości odkształceń w układzie współrzędnych ε_1 – ε_2 w celu otrzymania wykresu odkształceń granicznych dla prostoliniowych dróg odkształcania.

3.4. WYKRESY NAPRĘŻEŃ GRANICZNYCH

Do wyrobu karoserii pojazdów samochodowych oraz płatów nośnych samolotów stosowane są obecnie coraz częściej nowe generacje blach, takich jak: blachy ze stopów aluminium, stali tłocznej o podwyższonych właściwościach, stali typu BH (*bake*

hardening) z mikrododatkami Nb, Ti i B, umacniane przez starzenie odkształceniowe podczas wypalania lakieru lub nanoszenia powłok organicznych, stali typu IF (*interstitial free*), stali typu TRIP (*transformation induced plasticity*) o strukturze ferrytyczno-bainitycznej z metastabilnym austenitem szczątkowym, ulegającym przemianie martenzytycznej podczas obróbki plastycznej na zimno lub w czasie tłoczenia wyrobów, stopów tytanu, których kształtowanie wymaga zastosowania nowych metod projektowania, uwzględniających zmianę właściwości blach w trakcie samego procesu tłoczenia. Znaczny postęp osiągnięto dzięki zastosowaniu wykresów odkształceń granicznych. Niestety, położenie krzywych odkształceń granicznych zależy istotnie od drogi odkształcania. Dlatego korzystanie z wykresów odkształceń granicznych wymaga ich znajomości dla takich dróg odkształcania, według których odbywa się proces tłoczenia w poszczególnych obszarach kształtowanych wyrobów.

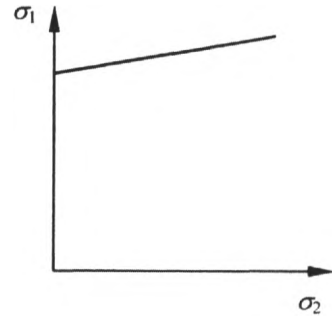
W przypadku wyrobów niesymetrycznych o złożonych kształtach, a szczególnie w wielooperacyjnych procesach tłoczenia przy przejściu z jednej do następnej operacji, niemal w każdym ich obszarze występuje inny stan odkształcenia i naprężenia. Poprawne zaprojektowanie procesu tłoczenia wymagałoby więc znajomości odrębnego wykresu odkształceń granicznych dla każdej drogi odkształcania, co praktycznie jest niewykonalne. Dlatego zrodziła się koncepcja poszukiwań takiego rozwiązania, które wyeliminowałoby stosowanie wielu wykresów odkształceń granicznych. Rozwiązaniem takim są wykresy naprężeń granicznych, zaproponowane przez Arrieux [6] dla materiałów izotropowych i rozwinięte na materiały anizotropowe przez Gronostajskiego [54]. **Wykresy naprężeń granicznych przedstawiają zależność między naprężeniami głównymi σ_1 i σ_2 w płaszczyźnie blachy w momencie utraty stateczności przy różnych stosunkach σ_1/σ_2 , obejmujących cały przedział naprężeń od jednoosiowego do dwuosiowego równomiernego rozciągania.**

3.4.1. BUDOWA WYKRESÓW NAPRĘŻEŃ GRANICZNYCH

Jak to już wspomniano, wykresy naprężeń granicznych (WNG), jak również wykresy odkształceń granicznych (WOG), można budować teoretycznie i doświadczalnie. Mimo licznych prac prowadzonych w wielu ośrodkach badawczych, teoretycznie wyznaczone wykresy znacznie odbiegają od ich przebiegów ustalonych doświadczalnie. Wynika to z faktu, że w analizie teoretycznej konieczne jest przyjęcie wstępnej niejednorodności materiału, której nie można określić doświadczalnie, a przyjmuje się ją a priori w celu uzyskania zgodności wykresów otrzymanych metodą teoretyczną i doświadczalną. Badania zmierzające do teoretycznego wyznaczania wykresów naprężeń i odkształceń granicznych powinny być dalej rozwijane, lecz przy obecnym stanie wiedzy głównie wykresy wyznaczone doświadczalnie można stosować do poprawnego projektowania procesów kształtowania blach.

Wykresy naprężeń granicznych (rys. 3.21) można obliczać na podstawie wcześniej opracowanych wykresów odkształceń granicznych dla różnych dróg odkształcania lub

wyznaczać bezpośrednio przez określenie naprężeń głównych σ_1 i σ_2 w płaszczyźnie blachy w momencie utraty stateczności przy różnych stosunkach σ_1/σ_2 , obejmujących cały przedział naprężeń od jednoosiowego do dwuosiowego równomiernego rozciągania.



Rys. 3.21. Wykres naprężeń granicznych

Obecnie wykresy naprężeń granicznych najczęściej wyznacza się na podstawie doświadczalnie określonych wykresów odkształceń granicznych, budowanych głównie dla prostoliniowych dróg odkształcania. Sposób wyznaczenia wykresu odkształceń granicznych omówiono w p. 3.3.

Wyznaczenie wykresu naprężeń granicznych na podstawie znajomości wykresów odkształceń granicznych sprowadza się do skorzystania z warunku plastyczności i sprzężonego z nim prawa płynięcia plastycznego, krzywej umocnienia oraz wyrażeń określających naprężenie i odkształcenie zastępcze. Poniżej przedstawiono przykład obliczeń dla najprostszego przypadku materiału izotropowego, warunku plastyczności Hubera–Misesa [84], sprzężonego z nim zgodnie z postulatem Druckera prawa płynięcia plastycznego Levy’ego–Misesa $d\varepsilon_{ij} = (dF/d\sigma_{ij})d\lambda$ i krzywej umocnienia opisanej równaniem Hollomona [82]. W takim przypadku naprężenia główne wyrażają się równaniami

$$\sigma_1 = \frac{4}{3} \frac{\sigma_p}{\delta\varepsilon_p} (\delta\varepsilon_1 + 0,5 \cdot \delta\varepsilon_2), \quad (3.10)$$

$$\sigma_2 = \frac{4}{3} \frac{\sigma_p}{\delta\varepsilon_p} (\delta\varepsilon_2 + 0,5 \cdot \delta\varepsilon_1), \quad (3.11)$$

w których:

$\delta\varepsilon_1$ i $\delta\varepsilon_2$ – przyrosty głównych składowych stanu odkształcenia,

$\delta\varepsilon_p$ – przyrost odkształcenia plastycznego.

Przyrost odkształcenia plastycznego $\delta\varepsilon_p$ występujący w równaniach (3.10) i (3.11) oblicza się z zależności

$$\delta\varepsilon_p^2 = \frac{4}{3} (\delta\varepsilon_1^2 + \delta\varepsilon_2^2 + \delta\varepsilon_1 \delta\varepsilon_2), \quad (3.12)$$

a naprężenie uplastyczniające σ_p np. z równania Hollomona [82]

$$\sigma_p = C\varepsilon_p^n. \quad (3.13)$$

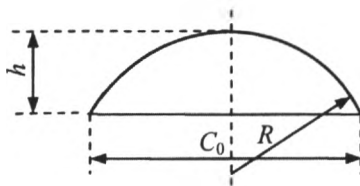
Podczas obliczania naprężenia z wykresu odkształceń granicznych dla prostoliniowych (proporcjonalnych) dróg odkształcenia przyrost odkształceń głównych $\delta\varepsilon_1$ i $\delta\varepsilon_2$ zastępuje się odkształceniami ε_1 i ε_2 , określającymi całkowite odkształcenia graniczne, natomiast w przypadku złożonych dróg odkształcenia przyrostami odkształceń w końcowym etapie odkształcania. Odkształcenie uplastyczniające ε_p wyznacza się według rzeczywistej drogi odkształcenia, sumując odkształcenia uplastyczniające z kolejnych odcinków dróg odkształcania.

Wyznaczony w ten sposób wykres naprężeń granicznych, np. z wykresu odkształceń granicznych dla prostoliniowych dróg odkształcania, może być z powodzeniem zastosowany do bezpośredniej analizy naprężeń granicznych dla dowolnej drogi odkształcania lub użyty do zbudowania wykresów odkształceń granicznych dla dowolnie wybranej drogi odkształcania.

Wykresy naprężeń granicznych można również obliczać przez określenie naprężeń głównych σ_1 i σ_2 w płaszczyźnie blachy w momencie utraty stateczności przy różnych stosunkach σ_1/σ_2 . Aby wyznaczyć wykres naprężeń granicznych, który nie jest dokładnie linią prostą, konieczna jest znajomość współrzędnych przynajmniej trzech punktów leżących na takiej linii. Jednym z takich punktów jest naprężenie wywołujące utratę stateczności w jednoosiowym stanie naprężenia realizowanym w próbie rozciągania, określone z zależności

$$\frac{d\sigma_p}{d\varepsilon_p} = \sigma_p. \quad (3.14)$$

Drugim punktem opisującym tę linię jest naprężenie uplastyczniające w momencie utraty stateczności w dwuosiowym równomiernym rozciąganiu, które można uzyskać w próbie hydraulicznego tłoczenia utwardzonego na obrzeżu krążka blachy. W tym celu za pomocą specjalnego ekstensometru-sferometra rejestruje się wysokość wytłoczenia h na określonej cięciwie C_0 w czasie wytłaczania (rys. 3.22).



Rys. 3.22. Geometria wytłoczenia

Na tej podstawie określa się średnią zmianę grubości blachy g w analizowanym obszarze położonym w pobliżu bieguna ze wzoru [8]

$$g \approx \frac{R - \sqrt{R^2 - g_0 C_0^2 / 2h}}{2} \quad (3.15)$$

i napężenie uplastyczniające

$$\sigma_p = \frac{pR}{2g}, \quad (3.16)$$

gdzie:

R – promień krzywizny wytłoczonego obszaru w obrębie początkowej długości cięciwy,

g_0 – początkowa grubość blachy,

C_0 – początkowa długość cięciwy,

p – ciśnienie cieczy,

h – wysokość wytłoczenia w obrębie początkowej długości cięciwy.

Zastępcze odkształcenie plastyczne ε_p dla procesu osiowo symetrycznego wytłaczania $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$ jest równe odkształceniu w kierunku grubości blachy i określa się wzorem

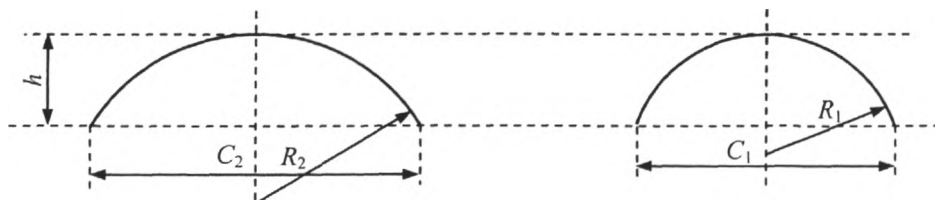
$$\varepsilon_p = \ln \frac{g}{g_0}, \quad (3.17)$$

następnie sporządza się wykres krzywej umocnienia $\sigma_p - \varepsilon_p$.

Moment utraty stateczności określa się według Swifta [152] z poniższej zależności, uwzględniającej oddziaływanie naprężenia σ_2 na naprężenie σ_1

$$\frac{d\sigma_p}{d\varepsilon_p} = 2\sigma_p. \quad (3.18)$$

Wartości pośrednie stanu naprężenia σ_1 i σ_2 , nie popełniając większego błędu, można wyznaczyć, stosując w miejsce matrycy okrągłej matryce owalne o różnym stosunku ich osi i określając naprężenie uplastyczniające oraz odkształcenie plastyczne na podstawie geometrii wytłoczenia w dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach pokrywających się z długą i krótką osią elipsy oraz ciśnienia tłoczenia. Najlepiej przyjąć taki stosunek długości osi elipsy, aby uzyskać płaski stan odkształcenia w płaszczyźnie blachy, co oznacza, że naprężenie w jednym kierunku powinno być dwukrotnie większe od naprężenia w kierunku do niego prostopadłym, czyli – zgodnie z równaniem (3.16) – dłuższa oś elipsy powinna być w przybliżeniu dwukrotnie większa od osi krótszej (rys. 3.23).



Rys. 3.23. Geometria wytłoczenia

W takim przypadku składowa stanu naprężenia w kierunku równoległym do krótszej osi elipsy w analizowanym obszarze

$$\sigma_1 = \frac{pR_1}{2g_1}, \quad (3.19)$$

a w kierunku równoległym do dłuższej osi elipsy

$$\sigma_2 = \frac{pR_2}{2g_2}, \quad (3.20)$$

gdzie:

R_1 – mniejszy promień krzywizny elipsoidy,

R_2 – większy promień krzywizny elipsoidy,

g_1 – średnia grubość blachy w kierunku równoległym do krótszej osi elipsy.

g_2 – średnia grubość blachy w kierunku równoległym do dłuższej osi elipsy.

Średnią grubości blachy g_1 w kierunku równoległym do krótszej osi elipsy w tym obszarze liczy się ze wzoru

$$g_1 \approx \frac{R_1 - \sqrt{R_1^2 - g_0 \frac{C_{01}^2}{2h}}}{2}, \quad (3.21)$$

a średnią grubości blachy g_2 w kierunku równoległym do dłuższej z zależności

$$g_2 \approx \frac{R_2 - \sqrt{R_2^2 - g_0 \frac{C_{02}^2}{2h}}}{2}, \quad (3.22)$$

w których:

C_{01} – początkowa długość cięciwy w kierunku krótszej osi elipsy,

C_{02} – początkowa długość cięciwy w kierunku dłuższej osi elipsy.

Średnie odkształcenie ε_1 w kierunku krótszej osi elipsy w analizowanym obszarze położonym w pobliżu bieguna liczy się ze wzoru [87]

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{2R_1 \arcsin \frac{C_1}{2R_1}}{\sqrt{R_1^2 - (R_1 - h)^2}}, \quad (3.23)$$

a średnie odkształcenie w kierunku dłuższej osi elipsy

$$\varepsilon_2 = \frac{\left(2 + \frac{R_1}{R_2}\right) \frac{2R_1^2 \arcsin \frac{C_1}{2R_1} - \frac{C_1}{2} \sqrt{R_1^2 - \left(\frac{C_1}{2}\right)^2}}{2R_1 \arcsin \frac{C_1}{2R_1}} - R_1}{2R_1 - \frac{2R_1^2 \arcsin \frac{C_1}{2R_1} - \frac{C_1}{2} \sqrt{R_1^2 - \left(\frac{C_1}{2}\right)^2}}{2R_1} \arcsin \frac{C_1}{2R_1} \left(2 \frac{R_1}{R_2} + 1\right)} \times$$

$$\times \ln \frac{2R_1 \arcsin \frac{C_1}{2R_1}}{\sqrt{R_1^2 - (R_1 - h)^2}}. \quad (3.24)$$

Średnie odkształcenie w kierunku grubości blachy wyznacza się z warunku nieściśliwości

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2). \quad (3.25)$$

Zastępcze naprężenie uplastyczniające σ_p wyznacza się z warunku plastyczności Hubera–Misesa dla płaskiego stanu naprężenia

$$\sigma_p = (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2)^{1/2}, \quad (3.26)$$

a zastępcze odkształcenie plastyczne, po uwzględnieniu warunku (3.25), z zależności

$$\varepsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2)}, \quad (3.27)$$

następnie sporządza się wykres krzywej umocnienia σ_p – ε_p i moment utraty stateczności określa się, według Swifta [152], z zależności (3.18).

Wykres naprężeń granicznych otrzymuje się po naniesieniu w układzie współrzędnych σ_1 – σ_2 wartości naprężeń głównych odpowiadających wyznaczonym momentom utraty stateczności w próbie jednoosiowego rozciągania, dwuosiowego równomiernego wytlaczania hydrostatycznego i wytlaczania hydrostatycznego w matrycy owalnej.

3.4.2. ZASTOSOWANIE RÓŻNYCH WARUNKÓW PLASTYCZNOŚCI DO BUDOWY WYKRESÓW NAPRĘŻEŃ GRANICZNYCH

Wykresy naprężeń granicznych można bezpośrednio stosować do projektowania procesów kształtowania blach metodą elementów skończonych. W takim przypadku

symulację tłoczenia prowadzi się w naprężeniach, można także z wykresów naprężeń granicznych przechodzić na wykresy odkształceń granicznych, należy wtedy jednak uwzględnić drogę odkształcania.

Wyznaczenie wykresu odkształceń granicznych z wykresu naprężeń granicznych dla drogi odkształcania, składającej się np. z dwóch proporcjonalnych odkształceń, wyznacza się z tych samych zależności, które posłużyły do obliczeń w kierunku odwrotnym. Dla danego stanu naprężenia σ_1 i σ_2 określonego z wykresu naprężeń granicznych oblicza się z warunku plastyczności Hubera–Misesa naprężenie uplastyczniające σ_p

$$\sigma_p^2 = \sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2, \quad (3.28)$$

a z równania (3.14), znając wartość naprężenia uplastyczniającego w momencie utraty stateczności, oblicza się odpowiednie zastępcze odkształcenie plastyczne ε_p . Następnie, znając drogę odkształcania, składającą się w pierwszym etapie z odkształcenia proporcjonalnego o składowych ε_{10} i ε_{20} , z równania (3.13) oblicza się odpowiadające jej zastępcze odkształcenie plastyczne pierwszego etapu ε_{p0} i ostatecznie odkształcenia główne w momencie utraty stateczności z zależności

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1 - 0,5\sigma_2}{\sigma_p} (\varepsilon_p - \varepsilon_{p0}) + \varepsilon_{10}, \quad (3.29)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\sigma_2 - 0,5\sigma_1}{\sigma_p} (\varepsilon_p - \varepsilon_{p0}) + \varepsilon_{20}. \quad (3.30)$$

Przedstawiony sposób wyznaczania i korzystania z wykresów naprężeń granicznych omówiono dla najprostszego przypadku. Blachy stosowane w procesach kształtowania charakteryzują się właściwościami anizotropowymi, dlatego do opisu ich zachowania się muszą być stosowane bardziej złożone warunki plastyczności. Przyjmuje się przy tym, że ortogonalny układ współrzędnych jest zgodny z kierunkami ortotropii blachy [66].

Z wielu warunków plastyczności, takich jak: Tresci [153], Hubera [84], Hilla [79–81], Gotoha [44], Hosforda [83], Bassaniego [21] Barlata i innych [13–17], Weixian [162], Karafallisa i innych [92], Monforda [119] i Banabica [9, 10], wybrano pięć następujących warunków: Tresci [153], Hubera [84], Hilla [80], Monforda [119] i Barlata [15], dla których przedstawiono wpływ zastosowanego warunku plastyczności na wykres naprężeń granicznych.

➤ Warunek plastyczności Tresci [153]

$$2k = \max |\sigma_i - \sigma_j|, \quad (3.31)$$

gdzie:

σ_i i σ_j – naprężenia główne,

k – naprężenie styczne odpowiadające granicy plastyczności na ścinanie.

➤ Warunek plastyczności Monforda [119]

$$|2\tau_p| = \sigma_p, \quad (3.32)$$

$$\sigma_{p/1}^2 = \frac{r_\beta}{r_\beta + 1} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \frac{(\sigma_2 - \sigma_3)^2}{r_{(90+\beta)}} + \frac{(\sigma_3 - \sigma_1)^2}{r_\beta} \right], \quad (3.33)$$

gdzie:

β – kąt zawarty pomiędzy kierunkiem walcowania a kierunkiem rozciągania,

r_β – współczynnik anizotropii normalnej określany na próbkach rozciąganych w kierunku tworzącym kąt β z kierunkiem walcowania.

Współczynnik anizotropii normalnej r wyraża się wzorem (3.1).

➤ Kwadratowy warunek plastyczności Hilla [80] dla materiałów ortotropowych wyrażony równaniem (3.2).

Zastosowanie jednego z podanych warunków plastyczności wymaga wyznaczenia właściwości materiału, a przede wszystkim określenia jego właściwości anizotropowych przez wyznaczenia anizotropii normalnej i płaskiej.

➤ Warunek plastyczności Barlata i Liana [15] ma postać

$$a|k_1 + k_2|^m + a|k_1 - k_2|^m + (2-a)|2k_2|^m = 2\sigma_p, \quad (3.34)$$

gdzie:

$$k_1 = \frac{\sigma_1 + h\sigma_2}{2},$$

$$k_2 = \frac{\sigma_1 - h\sigma_2}{2},$$

$$h = \sqrt{\frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}},$$

$$a = 2 - \sqrt{\frac{r_0 r_{90}}{(1+r_0)(1+r_{90})}}.$$

Jeśli spełnione są warunki odkształcania sprzężone z anizotropią płaską, że $\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 > 0$ i $\sigma_1 - h\sigma_2 > 0$, to naprężenia graniczne wyznacza się z warunku plastyczności (3.35), rozwiązując poniższy układ równań, wynikających z postulatu Druckera,

$$d\varepsilon_1 = \left[a\sigma_1^{m-1} + (2-a)(\sigma_1 - h\sigma_2)^{m-1} \right] \frac{d\varepsilon_p}{2\sigma_p}, \quad (3.35)$$

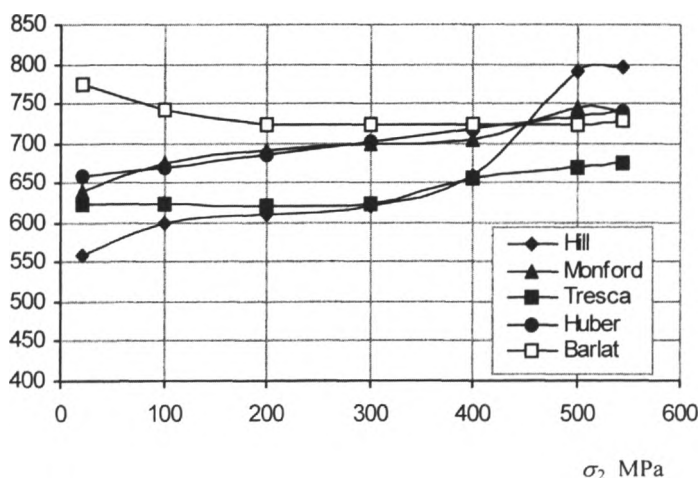
$$d\varepsilon_2 \left[ah(h\sigma_1)^{m-1} - h(2-a)(\sigma_1 - h\sigma_2)^{m-1} \right] \frac{d\varepsilon_p}{2\sigma_p}. \quad (3.36)$$

Odkształcenie plastyczne oblicza się analitycznie tylko dla $m = 2$, w innych przypadkach konieczne są obliczenia numeryczne. Następnie dla wyznaczonego odkształcenia plastycznego z krzywej umocnienia określa się odpowiadające mu naprężenie uplastyczniające, konieczne do zbudowania wykresu naprężeń granicznych. Wyznaczanie współczynników w tych równaniach nie jest zbyt proste (w przypadku warunku plastyczności Hilla sposób określania współczynników podano w pracy [104]).

Wykresy naprężeń granicznych otrzymane z zastosowaniem wymienionych pięciu warunków plastyczności dla blachy ze stali głębokotłocznej, niskowęglowej przedstawiono na rysunku 3.24. Wykresy naprężeń granicznych wyznaczone z hipotez Tresci, Hilla i Monforda zaczerpnięto z pracy [76], wykres uzyskany z hipotezy Barlata z pracy [167], a wykres otrzymany z hipotezy Hubera z pracy [67]. Krzywa umocnienia tej blachy przy prędkości odkształcania $0,01 \text{ s}^{-1}$, opisana równaniem Hollomona, charakteryzuje się następującymi współczynnikami: $C = 723 \text{ MPa}$, $n = 0,12$. Współczynnik anizotropii normalnej $r = 0,79$.

Jak wynika z rysunku 3.24, położenie krzywych naprężeń granicznych w dużym stopniu zależy od przyjętego warunku plastyczności. Podczas symulacji procesów kształtowania plastycznego należy korzystać z takiego samego warunku plastyczności, jakiego użyto do zbudowania wykresu naprężeń granicznych.

Wykresy naprężeń granicznych zastosowano do opracowywanego w ramach programu INCO-Copernicus systemu do projektowania procesów kształtowania blach, wykorzystującego metodę elementów skończonych [3–5]. Przykłady zastosowania takich wykresów wyznaczonych z warunku plastyczności Barlata [15] do analizy możliwości kształtowania wyrobów osiowo symetrycznych przedstawiono w pracy [66].

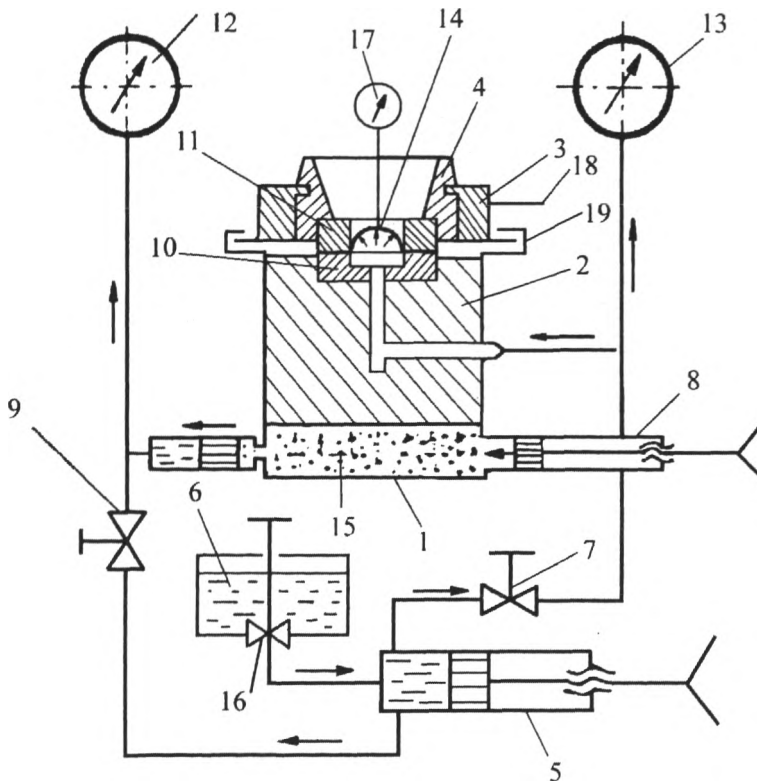


Rys. 3.24. Wykresy naprężeń granicznych blachy ze stali głębokotłocznej dla różnych warunków plastyczności

3.4.3. METODYKA BUDOWY WYKRESÓW NAPRĘŻEŃ GRANICZNYCH

Do poprawnego wyznaczenia krzywej naprężeń granicznych potrzebna jest znajomość współrzędnych co najmniej trzech punktów w układzie σ_1 – σ_2 . W tym celu:

➤ Pierwszy punkt wyznacza się z krzywej umocnienia uzyskanej w próbie jednoosiowego rozciągania przy użyciu płaskiej próbki przedstawionej na rysunku 1.8. Do jednoosiowego rozciągania próbek można zastosować maszynę wytrzymałościową Tiratest 2300 (rys. 1.9). Z krzywej umocnienia we współrzędnych σ_p – ϵ_p wyznacza się wartość naprężenia granicznego σ_p na podstawie wzoru (3.18), określającego utratę stateczności, i nanosi się na wykres σ_1 – σ_2 .



Rys. 3.25. Schemat aparatu do hydrostatycznego wytłaczania (wybruszania) krążka blachy:
 1 – cylinder, 2 – tłok, 3 – głowica, 4 – dociskacz, 5 – praska do wybruszania próbki, 6 – olej,
 7 – zawór blokujący układ wybruszania, 8 – praska do utwardzania kołnierza próbki,
 9 – zawór blokujący układ utwardzania kołnierza, 10 – pierścień dociskający, 11 – matryca,
 12 – manometr do pomiaru ciśnienia docisku, 13 – manometr do pomiaru ciśnienia wybruszania,
 14 – próbka, 15 – elastyczna masa dociskowa, 16 – zawór zamykający zbiornik oleju, 17 – czujnik
 pomiaru wysokości wybruszenia, 18 – dźwignia zamka bagietowego, 19 – zamek bagietowy

➤ Do wyznaczenia pozostałych punktów stosuje się wytłaczanie hydrostatyczne w urządzeniu przedstawionym na rysunku 3.25. Urządzenie jest wyposażone w matryce okrągłe i owalne. Typowe przykłady pękniętych wytłoczek podczas badań aparatem pokazanym na rysunku 3.25 przedstawiono na rysunku 3.26. W celu uzyskania drugiego punktu opisującego naprężenia główne, odpowiadające utracie stateczności w dwuosowym równomiernym rozciąganiu, stosuje się matryce i próbki okrągłe. Kołnierz próbki zaciska się pomiędzy matrycą (11) a pierścieniem dociskającym (10) i rozpoczyna proces tłoczenia. Podczas tłoczenia za pomocą specjalnego ekstensometra-sferometra rejestruje się zmiany geometrii wytłoczenia (14) i jednocześnie mierzy się ciśnienie cieczy. Na podstawie wzorów (3.16) i (3.17) oblicza się krzywą umocnienia, następnie ze wzoru (3.18) wyznacza się naprężenie uplastyczniające w momencie utraty stateczności i – pamiętając, że dla materiału izotropowego $\sigma_1 = \sigma_2$ – oblicza się wartości naprężeń głównych, które nanosi się na wykres σ_1 – σ_2 .



Rys. 3.26. Przekroje wytłoczek pękniętych w biegunie

➤ Za pomocą matrycy eliptycznej wyznacza się wartości naprężeń głównych, zależne od stosunku długiej i krótkiej osi elipsy. Wykres umocnienia sporządza się na podstawie równań (3.26) i (3.27). Naprężenie uplastyczniające w momencie utraty stateczności wyznacza się również ze wzoru (3.18). Wartości naprężeń głównych, określające utratę stateczności, nanosi się na wykres σ_1 – σ_2 , pamiętając, że są one obliczane z powyższego naprężenia uplastyczniającego, przy zachowaniu stosunku wartości naprężeń głównych określonych wzorami (3.19) i (3.20). Otrzymuje się w ten sposób trzeci punkt wykresu naprężeń granicznych.

➤ W wyniku zmiany stosunku długiej i krótkiej osi eliptycznej matrycy można uzyskiwać większą liczbę punktów opisujących naprężenie graniczne.

➤ Po połączeniu uzyskanych punktów otrzymuje się wykres naprężeń granicznych.

4. WYTWARZANIE WYROBÓW Z PROSZKÓW METALI

4.1. WPROWADZENIE

Wytwarzanie wyrobów z proszków metali i stopów często jest określane jako **metalurgia proszków**, rzadziej jako **technologia spiekowa**, podczas gdy dominującą operacją jest prasowanie drobnych lub większych cząstek proszków, w wyniku którego, nawet bez dodatkowej operacji spiekania, mogą one ulec trwałemu zespoleniu. Pierwsze określenie – metalurgia proszków – kładzie raczej nacisk na wytwarzanie samych proszków, druga nazwa natomiast – technologia spiekowa – na proces spiekania, z tego względu oba określenia nie wydają się być zbyt trafne.

Tradycje tej technologii sięgają czasów starożytnych, kiedy to wytwarzano ozdoby przez zgrzewanie i obróbkę plastyczną proszków metali szlachetnych. Największą wówczas zaletą tej technologii była możliwość wytwarzania wyrobów bez topienia metalu. Wprowadzenie hutniczych metod topienia zaczęło wypierać metalurgię proszków. Najdłużej stosowano ją do wytwarzania wyrobów z irydu i platyny, ze względu na wysoką temperaturę topnienia tych materiałów, nieosiągalną w ówczesnych piecach hutniczych [31].

Ponownie gwałtowny rozwój wytwarzania wyrobów z proszków metali nastąpił na początku XX wieku. Technologię tę zaczęto stosować do wytwarzania włókien do żarówek z proszków wolframu, tantalu, molibdenu. W roku 1922 rozpoczęto w Niemczech produkcję węglików spiekanych. Następnie szybki rozwój metalurgii proszków związany był z produkcją porowatych łożysk samosmarujących, materiałów o specjalnych właściwościach fizycznych, np. taśm bimetalicznych, cermetali [91]. Obecnie wyroby wytwarzane metodami spajania proszków znajdują szerokie zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu.

Coraz większa popularność metalurgii proszków wynika z wielu jej zalet, a szczególnie z możliwości uniknięcia różnych trudności technologicznych wynikających z właściwości materiałów oraz specyfiki innych metod wytwarzania [2, 7]. Technologię tę stosuje się ostatnio do recyklingu rozdrobnionych wiórów, głównie z aluminium

i jego stopów, bez konieczności ich topienia, dzięki czemu odzyskuje się do 95% materiału, podczas gdy metalurgiczna technologia konwencjonalna pozwala odzyskać nie więcej niż 55% aluminium [46].

4.1.1. ZASTOSOWANIE METALURGII PROSZKÓW

Metalurgia proszków rozwija się w dwóch kierunkach. Pierwszy dotyczy masowego wytwarzania gotowych wyrobów, z pominięciem tradycyjnych procesów topienia, odlewania, przeróbki plastycznej i obróbki skrawaniem. Obecnie opanowano produkcję wyrobów z proszków żelaza, miedzi i ich stopów o wytrzymałości przekraczającej $R_m = 400$ MPa. Technologia ta jest stosowana przede wszystkim do wytwarzania wyrobów o złożonych kształtach, możliwych do wykonania także innymi, ale znacznie droższymi, metodami. Podstawową zaletą metalurgii proszków jest możliwość seryjnego wytwarzania wyrobów metalowych o dużej dokładności i niewielu operacjach technologicznych, przy niewielkim jednostkowym zużyciu energii i niemal całkowitym wyeliminowaniu odpadów. W ostatnich latach prowadzi się badania nad zastosowaniem metalurgii proszków do produkcji wyrobów o wytrzymałości powyżej $R_m = 800$ MPa ze stali nierdzewnych i żaroodpornych [127].

Drugi kierunek zastosowania metalurgii proszków obejmuje wytwarzanie wyrobów o szczególnych właściwościach fizykochemicznych, dzięki następującym zaletom tej metody [139, 140]:

- wytwarzanie wyrobów z materiałów trudno topliwych, bez konieczności roztopiania składników, np. spiekane węgliki tytanu, wolframowe penetratory do pocisków;
- łączenie materiałów, których nie można połączyć innymi technologiami, np. łączenie ceramiki z metalami; otrzymane cermetale, mają bardzo dobre właściwości żaroodporne i żarowytrzymałe i są stosowane między innym w budowie turbin gazowych i dysz rakiet;
- łączenie materiałów wzajemnie się nierozpuszczających oraz różniących się znacznie temperaturą topnienia, np. pseudostopy diamentowo-metalowe;
- uzyskiwanie wyrobów o unikatowych właściwościach wynikających z łączenia składników o bardzo zróżnicowanych właściwościach, np. implanty, samosmarujące łożyska nieporowate o odpowiednim udziale grafitu lub miękkich metali niskostopowych;
- wytwarzanie materiałów porowatych o objętości porów sięgającej do 50% całkowitej objętości; np. samosmarujące łożyska porowate wykonane ze stali niskowęglowej z dodatkiem miedzi i grafitu lub z brązów cynowych, filtry metaliczne wytwarzane ze stali, mosiądzów niklowych i brązów cynowych;
- sterowanie składem chemicznym pozwalające regulować w szerokim zakresie przewodnością elektryczną i cieplną oraz rozszerzalnością cieplną produktów, umożliwia wytwarzanie styków elektrycznych oraz przewodników i półprzewodników, np. styki elektryczne W-Cu, szczotki kolektorowe Cu-C;
- wytwarzanie materiałów magnetycznie twardych oraz magnetycznie miękkich.

Metalurgia proszków, pomimo wielu zalet, ma także pewne ograniczenia. Do najważniejszych z nich należy zaliczyć [33, 127]:

➤ trudności w całkowitym wyeliminowaniu porów, które powodują obniżenie wytrzymałości gotowego wyrobu;

➤ problem uzyskania równomiernego rozkładu ciśnienia w całej objętości prasowanego proszku podczas wytwarzania wyrobów o złożonych kształtach, co prowadzi do niejednorodnego rozkładu właściwości w gotowym wyrobie;

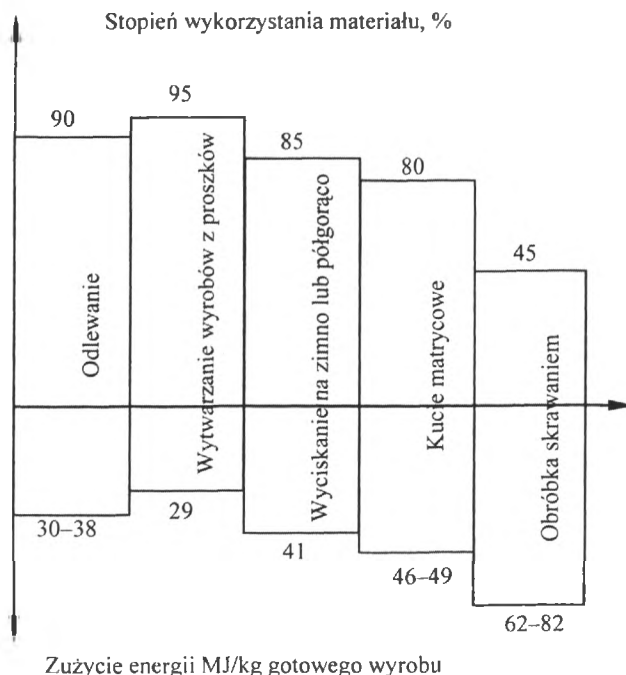
➤ najczęściej stosowane zagęszczanie proszku przez prasowanie w matrycach wiąże się ze znacznymi ograniczeniami odnoszącymi się do kształtu i wielkości wyrobów;

➤ proszki metali i stopów o wysokim powinowactwie do tlenu lub o ekstremalnie wysokiej czystości można obrabiać tylko dużym nakładem kosztów;

➤ wytwarzanie proszków jest obecnie jeszcze kłopotliwe i drogie, właściwości plastyczne i wytrzymałościowe spieków są z reguły gorsze niż elementów obrabianych plastycznie;

➤ metody łączenia spieków ze sobą nie są jeszcze dostatecznie opracowane;

➤ metalurgia proszków, w większości przypadków, jest uzasadniona ekonomicznie tylko w produkcji wielkoseryjnej.



Rys. 4.1. Stopień wykorzystania surowców i zużycia energii w produkcji wyrobów metalowych różnymi metodami [33]

Metalurgia proszków wyraźnie góruje nad innymi technologiami, zwłaszcza jeśli uwzględni się stopień wykorzystania surowców oraz stopień jednostkowego zużycia energii (rys. 4.1). W przypadku obróbki skrawaniem wykorzystuje się jedynie 40÷50% masy surowców, natomiast stopień wykorzystania surowców w metalurgii proszków osiąga poziom 95%, a nawet jeszcze wyższy. Można więc tę technologię uznać za bezodpadową. Z najwyższym stopniem wykorzystania surowców związane jest najniższe zużycie energii: od przeróbki rudy aż do wytworzenia spiekanej części stalowej zużywa się około 29 MJ na 1 kg gotowych wyrobów. Jeśli natomiast korzysta się z metod konwencjonalnych, wiążących się z wytopem stali, przeróbką plastyczną wlewka i obróbką skrawaniem, to zużycie energii wynosi 66÷82 MJ na 1 kg gotowych wyrobów. Materiało- i energooszczędność technologii metalurgii proszków stanowią o tym, że największe tempo wzrostu produkcji wyrobów metalowych cechuje właśnie produkcję elementów spiekanych.

4.1.2. PROCESY WYTWARZANIA WYROBÓW Z PROSZKÓW METALI

Procesy wytwarzania wyrobów z proszków metali obejmują następujące operacje:

- wytwarzanie i rozdrabnianie proszku,
- prasowanie proszku,
- spiekanie proszku,
- obróbka wykańczająca.

Przykładowy proces technologiczny wytwarzania produktów z proszku żelaza przedstawiono schematycznie na rysunku 4.2 [35]. W praktyce często występują odstępstwa od typowego procesu technologicznego.

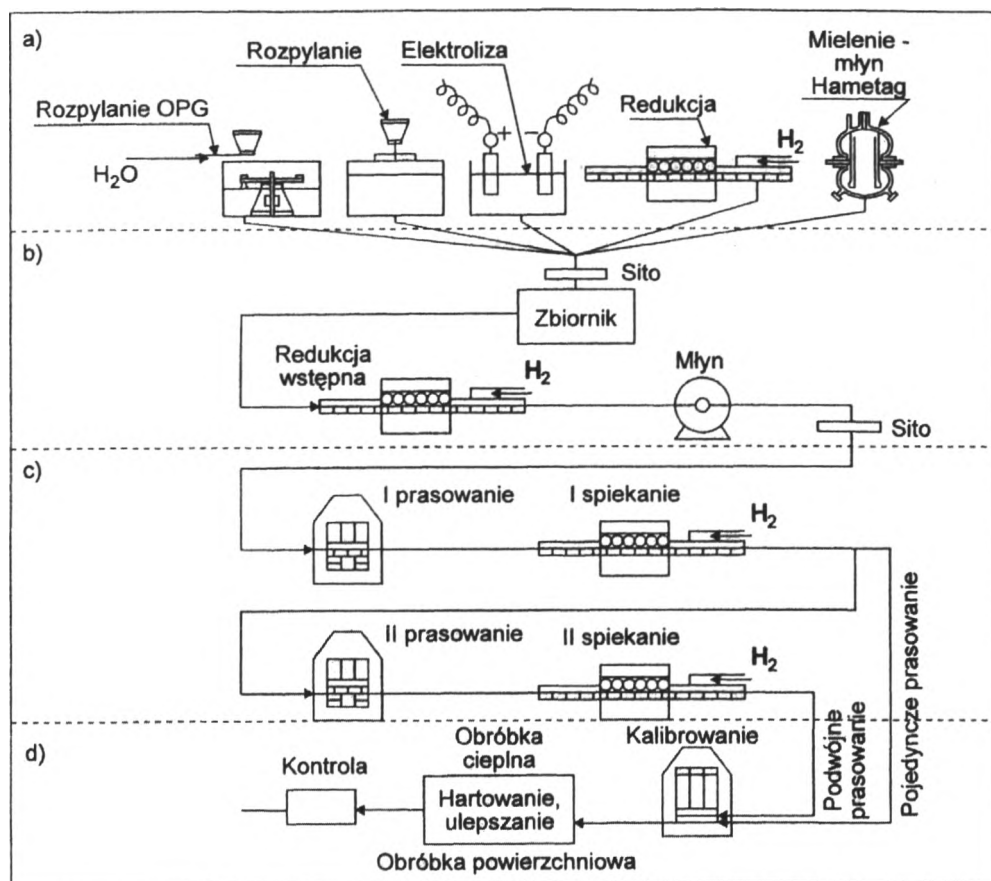
Wytwarzanie i rozdrabnianie proszku odbywa się w wyniku mechanicznego lub fizykochemicznego rozdrabniania wyjściowego materiału litego albo reakcji fizykochemicznych.

Prasowanie proszku można realizować różnymi metodami. Wyróżnia się więc między innymi prasowanie: jednostronne, dwustronne, hydrostatyczne, wielokrotne, na zimno i na gorąco. Podstawowym parametrem procesu prasowania jest ciśnienie, jakie jest wywierane na zagęszczony proszek.

Spiekanie proszku, podobnie jak prasowanie, jest jedną z podstawowych operacji procesu wytwarzania spieków. Głównymi parametrami procesu spiekania są: temperatura, czas, rodzaj atmosfery.

Obróbka wykańczająca obejmuje:

➤ **Nasycanie spieków** mające na celu zwiększenie wytrzymałości, odporności na korozję, zmniejszenie współczynnika tarcia oraz zamknięcie otwartych porów. Spieki są nasycone metalami lub polimerami. Wyróżnia się infiltrację, czyli wypełnianie porów metalem lub stopem o niższej temperaturze topnienia niż temperatura topnienia materiału osnowy, oraz impregnację, tj. wypełnianie porów spieku materiałem niemetalicznym, np. olejem, żywicą.



Rys. 4.2. Uproszczony schemat produkcji masowej wyrobów z proszku żelaza i stali: a) wytwarzanie proszków, b) przygotowanie proszków, c) formowanie i spiekanie, d) obróbka wykańczająca

➤ **Doprasowywanie**, czyli wywieranie ciśnienia na spiek w celu poprawienia jego właściwości.

➤ **Kalibrowanie spieków**, stosowane w celu uzyskanie dokładnych wymiarów oraz gładkiej powierzchni gotowego produktu, polega na ponownym prasowaniu spieku w matrycy, która nadaje ostateczne wymiary spiekaniem materiałowi. Tolerancję wymiarów po procesie spiekania uzyskuje się w zakresie 10÷11 klasy IT, po kalibrowaniu natomiast – w zakresie 6÷7 klasy IT.

➤ **Obróbkę skrawaniem spieków**, stosowaną bardzo rzadko, głównie w celu nadania ostatecznego kształtu i uzyskania odpowiedniej gładkości powierzchni przez szlifowanie.

➤ **Obróbkę cieplną i cieplno-chemiczną spieków**. Obróbka cieplna obejmuje: hartowanie, odpuszczanie, przesycanie i starzenie. Najczęściej natomiast stosowaną obróbką cieplno-chemiczną jest nawęglanie i cyjanowanie, a rzadziej azotowanie.

Obróbka cieplna i cieplno-chemiczna stosowane są w celu poprawienia właściwości wytrzymałościowych, twardości i odporności na ścieranie warstwy powierzchniowej spieków, na ogół łączy się je z procesem spiekania, co pozwala obniżyć koszty obydwu procesów. Spieki wymagają dłuższego czasu nagrzewania i wygrzewania w określonej temperaturze, w porównaniu z materiałami litymi, ponieważ istniejące pory obniżają przewodność cieplną. Znacznie mniejsza jest również intensywność chłodzenia. Pory ułatwiają dyfuzję węgla w głąb spieku i utrudniają regulowanie głębokości nawęglania. Ponadto cyjanowanie może być stosowane tylko do spieków o dużych gęstościach, ze względu na trudności usunięcia cyjaników z porów obrabianej kształtki.

➤ **Kucie spieków na gorąco**, coraz częściej stosowane, stwarza możliwości wytwarzania bezporowatych spieków o bardzo korzystnych właściwościach, przy równoczesnym zniesieniu ograniczenia wielkości wyrobów.

Należy zaznaczyć, że obróbkę wykańczającą stosuje się tylko w przypadkach koniecznych, gdyż jest ona kosztowna i tym samym znacznie podraża produkcję wyrobów spiekanych.

4.2. METODY WYTWARZANIA PROSZKÓW METALI

Proszki są wytwarzane w wyniku mechanicznego lub fizykochemicznego rozdrabniania wyjściowego materiału litego albo reakcji fizykochemicznych związków chemicznych. Stosowane metody wytwarzania proszku można podzielić na następujące grupy [7]:

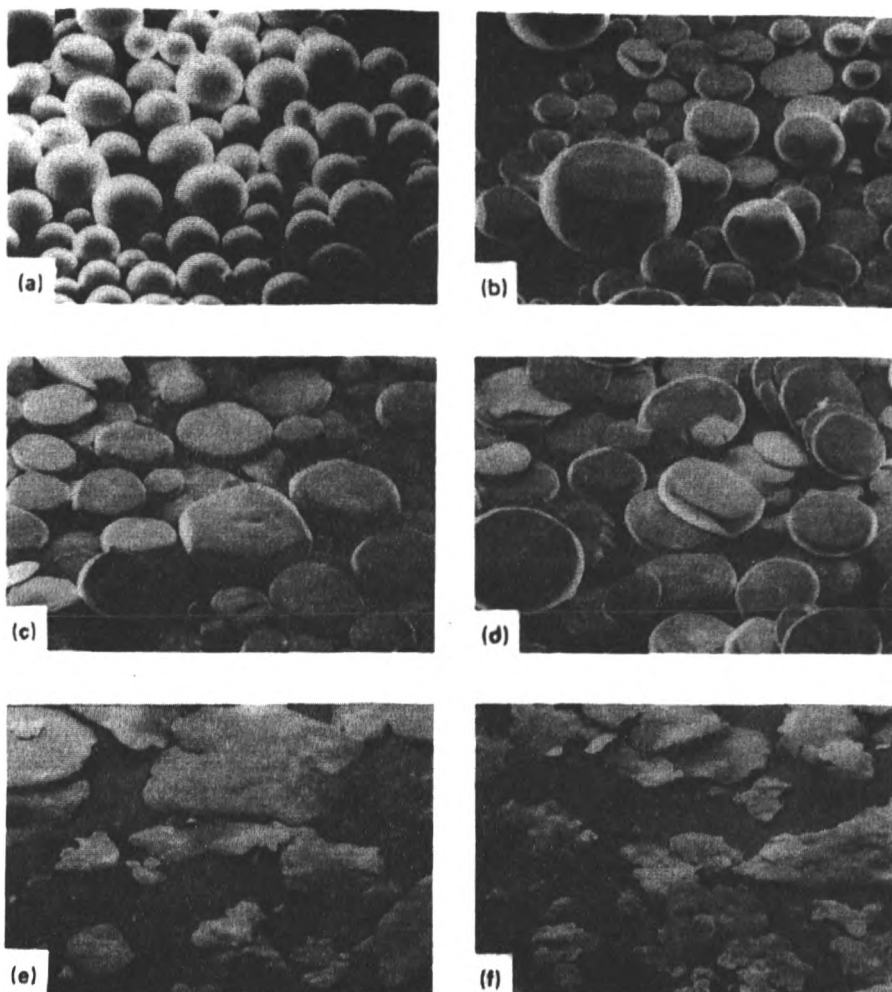
1. Mechaniczne:

- z fazy stałej, np. zdzieranie, frezowanie, rozbijanie,
- z fazy ciekłej, np. rozpylanie, granulowanie.

2. Fizykochemiczne:

- redukovanie związków,
- kondensacja z fazy gazowej,
- elektroliza roztworów wodnych lub stopów soli.

Mechaniczne metody wytwarzania proszków z fazy stałej są procesami mało wydajnymi. Najczęściej stosowaną metodą w tej grupie jest rozdrabnianie pociętego drutu przez dwa obracające się w przeciwnych kierunkach noże w młynie wirowo-udarowym „Hametag”. Innym mechanicznym sposobem wytwarzania proszków jest rozbijanie metali w obrotowych młynach kulowych. W metodzie tej kule umieszczone w obracającym się bębnie rozdrabniają metal w wyniku oddziaływania na niego dynamicznymi i statycznymi siłami tarcia, stycznych i ściskającymi. Metodą tą otrzymujemy najczęściej proszek o kształcie płytkowym (rys. 4.3) [7]. Proszki wykonywane tymi metodami zwykle są zanieczyszczone, co wymaga dodatkowego oczyszczania chemicznego [35].

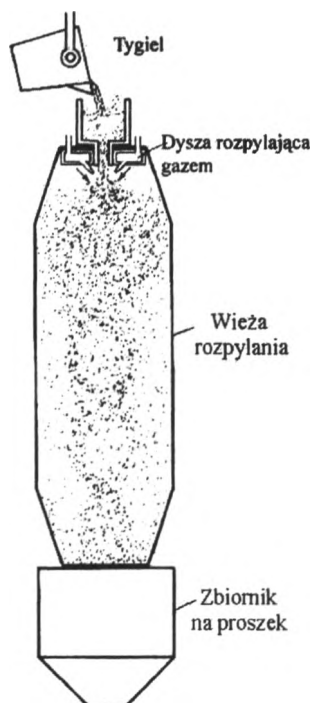


Rys. 4.3. Wpływ czasu rozdrabniania na wielkość i kształt cząstek stopu Ti-6Al-4V:

a) proszek wyjściowy, b) po 1 godzinie, c) po 2 godzinach, d) po 4 godzinach,
e) po 8 godzinach, f) po 16 godzinach

Dużo bardziej wydajną metodą jest wytwarzanie proszków z fazy ciekłej. Przykładem może być **rozpylanie**, polega ono na rozbijaniu strumienia ciekłego metalu na drobne kropelki przez środek rozpylający działający pod dużym ciśnieniem. Środkiem tym może być woda, gaz obojętny lub powietrze. Kropelki rozpylonego ciekłego metalu podczas opadania krzepną, tworząc proszek. Przykładowy schemat urządzenia do rozpylania gazowego przedstawiono na rysunku 4.4 [7]. W metodzie tej metal jest topiony w tyglu, z którego jest wlewany do dyszy rozpylającej. Najczęściej stosowanym gazem rozpylającym jest argon. Zastosowanie gazu obojętnego pozwala uzyskać

proszki o bardzo dużej czystości. Również metoda rozpylania powietrzem jest bardzo popularna ze względu na niski koszt. W metodzie tej dochodzi jednak do utlenienia proszku i niezbędne jest dodatkowe wyżarzanie redukcyjne.

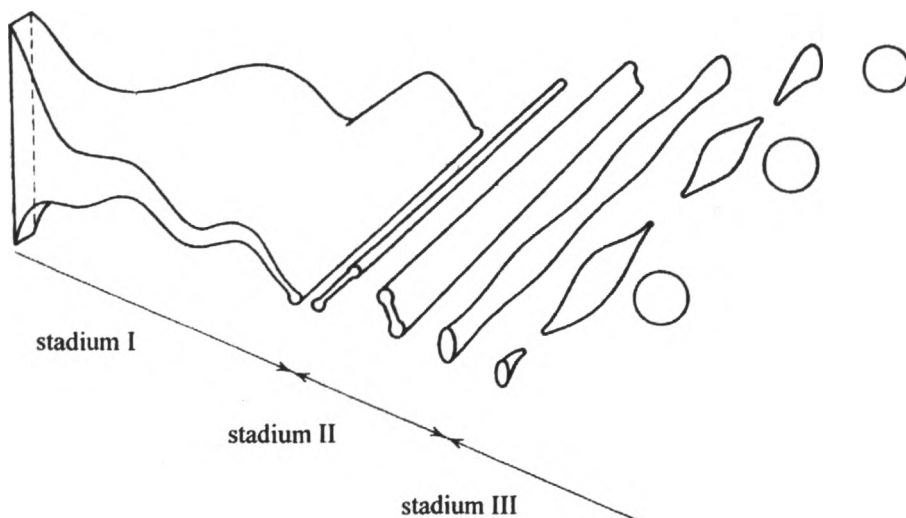


Rys. 4.4. Schemat urządzenia do rozpylania gazowego

Podczas rozpylania metalu można wyróżnić trzy stadia formowania się proszku. W początkowym stadium tworzy się fala sinusoidalna, która następnie ulega fragmentacji na podłużne pasma. W ostatnim stadium następuje rozbicie na drobne kropelki, które następnie krzepną, tworząc proszek (rys. 4.5) [7].

Do mechanicznych metod otrzymywania proszku z fazy ciekłej można także zaliczyć **granulowanie**, które polega na wlewaniu ciekłego metalu do wody. Metoda ta stosowna jest jednak coraz rzadziej [127].

Metody fizykochemiczne umożliwiają otrzymanie bardzo czystego chemicznie proszku. Zaliczamy do nich między innymi proces elektrolizy, w którym metal wydziela się na katodzie, najczęściej w postaci gąbki, która następnie jest rozdrabniana i dzielona na frakcje. Metoda ta najczęściej jest stosowana do produkcji proszku miedzi, który otrzymuje się w procesie elektrolizy z rozpuszczalną anodą, wykonaną z miedzi katodowej. Metoda ta jest również stosowana do produkcji proszków Fe, Ni, Ag, Cr.



Rys. 4.5. Model tworzenia się proszku ze strumienia cieczy

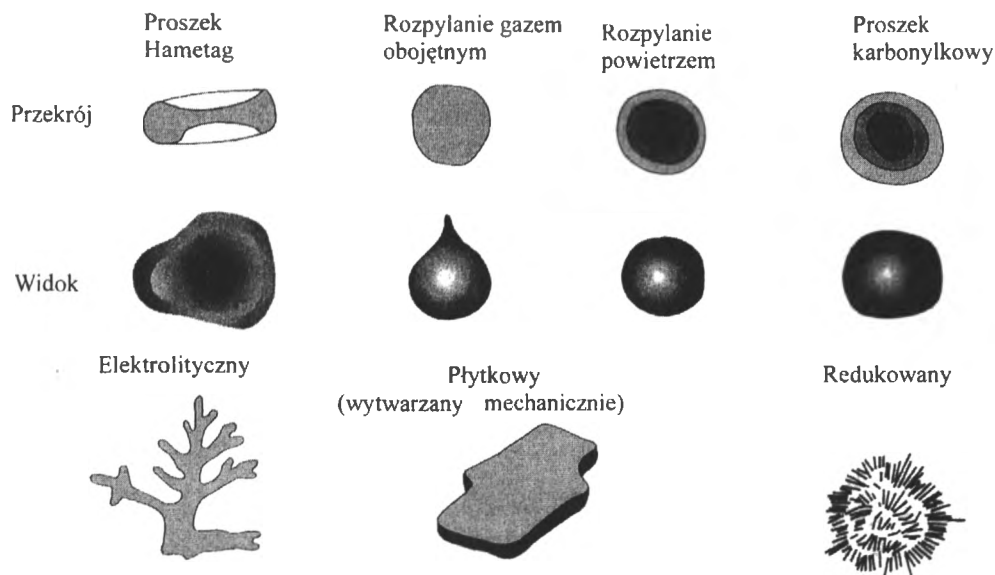
Proszki z metali trudno topliwych można otrzymywać przez redukcję ich tlenków lub soli. W **procesie redukcji związków chemicznych** wytwarza się drobne frakcje proszków gąbczastych. Metoda ta stosowana jest zwłaszcza w produkcji proszku żelaza, gdzie redukcję zgorzeliny hutniczej lub wzbogaconych magnetytowych rud prowadzi się za pomocą węgla, wodoru lub gazem konwertorowym. W wyniku opisanego procesu otrzymuje się proszek żelaza o wysokiej czystości i bardzo drobnym ziarnie.

Najbardziej stosowanymi metodami fizykochemicznym wytwarzania proszków są **metody kondensacji z fazy gazowej i rozkładu karbonylków**. Produkcja proszków tymi metodami jest kosztowna, a w przypadku rozkładu karbonylków również niebezpieczna [7].

Metoda wytwarzania decyduje o kształcie i właściwościach otrzymanego proszku i ma wpływ na dalsze etapy wytwarzania spieków. Proszki rozpylane gazem obojętnym mają kształt kulisty o średnicach od 0,01 do 1 mm oraz mały stopień utlenienia. W przypadku zastosowania wody jako środka rozpylającego uzyskuje się proszki o kształcie strzępiastym i znacznie utlenione. W wyniku procesu elektrolizy natomiast otrzymuje się proszki o kształcie dendrytycznym. Gdy wielkość proszku otrzymanego przedstawionymi metodami jest zbyt duża, wówczas rozdrabnia się go mechanicznie, np. w młynach kulowych. Na rysunku 4.6 przedstawiono kształty proszków wytwarzanych najpopularniejszymi metodami [35].

Proszki metali, ze względu na ich wysoką aktywność chemiczną, ulegają szybko korozji, przede wszystkim utlenieniu. Niektóre rodzaje proszków charakteryzuje skłonność do **samozapłonu** lub szybkiego utleniania połączonego z wydzielaniem

znaczących ilości ciepła. Samozapłonowi ulegać może luźno zasypany proszek (aerozel) lub zawiesina fluidalna proszku w powietrzu – aerozol. Piroforyczność wielu proszków wynika z wysokiej aktywności chemicznej związanej z silnie rozwiniętą powierzchnią oraz znaczną energią zmagazynowaną w cząstkach.



Rys. 4.6. Przykłady kształtów proszków metali otrzymanych różnymi metodami

Typowe badania zapalności luźno zasypanego proszku obejmują określenie temperatury samozapłonu oraz energii zapłonu. Zapalność proszku zależy przede wszystkim od właściwości metalu, z którego został on wytworzony, szczególnie zaś od jego powinowactwa do tlenu i przewodnictwa cieplnego. Na zapalność ma wpływ również powierzchnia właściwa i stopień utlenienia cząstek.

Samozapłonowi nie ulegają proszki metali o słabym powinowactwie do tlenu: złota, srebra, platyny. Trudnym zapłonem cechują się proszki miedzi, niklu, kobaltu i żelaza. Łatwo ulegają zapłonowi i samozapłonowi proszki: tytanu, krzemu, aluminium, cyrkonu, magnezu i proszki ich stopów.

Szczelna warstewka tlenkowa, utworzona na powierzchni cząstek proszku, może stanowić ochronę przed samozapłonem. Efekt ten wykorzystywany jest w praktyce w procesie flegmatyzacji lub pasywacji proszku.

Skłonność do samozapłonu zwiększa się wraz ze wzrostem powierzchni właściwej proszku. Również technologia wytwarzania proszku wywiera wpływ na jego temperaturę samozapłonu, gdyż decyduje ona o energii zmagazynowanej w cząstkach proszku. Należy tym też tłumaczyć różną piroforyczność proszków tego samego metalu, o po-

dobnym stopniu dyspersji, utlenieniu i powierzchni właściwej, otrzymanych różnymi metodami.

Zawiesina cząstek proszku w powietrzu (aerozol) charakteryzuje się zazwyczaj tym, że zawiera wystarczająco dużo tlenu do ich zupełnego spalania. Oznacza to, że do podtrzymania procesu nie jest niezbędne doprowadzenie tlenu z zewnątrz. W związku z tym spalanie (płonięcie) aerozolu może przechodzić w wybuch i detonację, podobnie jak w przypadku niektórych mieszanin gazowych.

Omówione metody wytwarzania pozwalają uzyskiwać proszki o różnych parametrach, takich jak np. kształt, wielkość, skład chemiczny, które decydują o właściwościach proszku. Dlatego bardzo istotne jest przeprowadzenie badań, które pozwolą dobrać odpowiedni proszek dla danego procesu wytwarzania. Do najważniejszych właściwości technologicznych proszku należy zaliczyć: skład chemiczny, wielkość i kształt cząstek, gęstość nasypową, gęstość nasypową z usadem, gęstość teoretyczną, syfkość i formowalność.

4.3. ROZDRABNIANIE PROSZKÓW I BADANIE ICH WŁAŚCIWOŚCI TECHNOLOGICZNYCH

Właściwości gotowego wyrobu zależą przede wszystkim od parametrów geometrycznych i fizykochemicznych zastosowanego proszku. W tym podrozdziale omówiono więc zagadnienia dotyczące:

- rozdrabniania proszku za pomocą młyna kulowego,
- badania właściwości technologicznych proszków.

4.3.1. ROZDRABNIANIE PROSZKÓW

Do rozdrabniania proszków może być stosowany młyn kulowy, wypełniony stalowymi kulami, z zewnętrzną nieruchomą obudową i wewnętrznym mikserem o pionowej osi obrotu. W wyniku oddziaływania kul na proszek ulega on rozdrobnieniu.

Młyn taki nie nadaje się jednak do rozdrabniania i mieszania proszków o różnym ciężarze właściwym, cięższe bowiem cząstki proszku opadają na dno pojemnika, co prowadzi do dużej niejednorodności w rozkładzie wielkości i rodzaju cząstek [46]. Dlatego najlepiej jest stosować młyn o poziomej osi obrotu, z kulami stalowymi o średnicy około 20 mm, wypełniony do około 45% objętości jego pojemnika. Zastosowanie takiego sposobu mieszania zapewnia równomierne rozdrobnienie cząstek, a w przypadku mieszania proszków z materiałów o różnym ciężarze właściwym również równomierne ich rozmieszczenie [46].

Stopień rozdrobnienia zależy od prędkości obrotowej młyna, średnicy zastosowanych kul stalowych i stopnia wypełnienia przestrzeni młyna przez kule.

4.3.2. BADANIA WŁAŚCIWOŚCI TECHNOLOGICZNYCH PROSZKÓW

Do każdej partii proszku producent powinien dołączyć zaświadczenie jakości, stwierdzające zgodność cech proszku z wymogami norm. Jeśli warunek ten nie może być spełniony, producent powinien dołączyć do partii proszku atest hutniczy, zawierający wyniki badań właściwości wymaganych przez odbiorcę. Najważniejszą grupę stanowią właściwości technologiczne decydujące o przydatności danego proszku do cyklu technologicznego.

4.3.2.1. WYZNACZENIE SKŁADU CHEMICZNEGO

Skład chemiczny jest bardzo ważnym czynnikiem, który określa przydatność proszku do dalszych operacji. Decyduje o zdolności do zagęszczania i spiekania proszków. Pozwala określić temperaturę spiekania oraz rodzaj atmosfery ochronnej. Ponadto jest podstawowym czynnikiem, który decyduje o właściwościach gotowego wyrobu. Skład chemiczny proszku jest określany tradycyjnymi metodami analizy chemicznej. Należy również wspomnieć o metodach, które w szczególności są stosowane w metalurgii proszków. Z metod tych najważniejsze jest określenie stężenia tlenu w proszku. Stopień utlenienia proszku decyduje o jego właściwościach. Ilość tlenu w proszku wyznacza się na ogół metodą pośrednią, przez oznaczenie straty wodorowej. Metoda ta polega na pomiarze zmiany masy proszku w wyniku wyżarzania go w wodorze. **Stratę wodorową** wyznacza się ze wzoru [127]

$$X = \frac{m_2 - m_3}{m_2 - m_1} 100\%, \quad (4.1)$$

w którym:

m_1 – masa netto pojemnika, w którym znajduje się proszek,

m_2 – masa pojemnika z proszkiem przed wyżarzeniem,

m_3 – masa pojemnika z proszkiem po wyżarzeniu.

Inną powszechnie stosowaną metodą w metalurgii proszków jest określanie zawartości nierozpuszczalnych dodatków w proszkach żelaza i miedzi. Metoda ta polega na rozpuszczaniu tych proszków w odpowiednich kwasach, np. proszek miedzi w kwasie azotowym. Zgodnie z tą metodą 5 gramów wybranego proszku wrzuca się do 100 ml odpowiedniego kwasu. Otrzymaną mieszaninę gotuje się, rozcieńcza wodą i ponownie gotuje. Tak uzyskaną substancję filtruje się, a otrzymany osad płucze wodą. Następnie wygrzewa się go przez jedną godzinę w temperaturze 980 °C. Uzyskany osad tworzą nierozpuszczalne dodatki. Stosunek jego wagi do wagi początkowej proszku określa udział dodatków nierozpuszczalnych w badanym proszku [7].

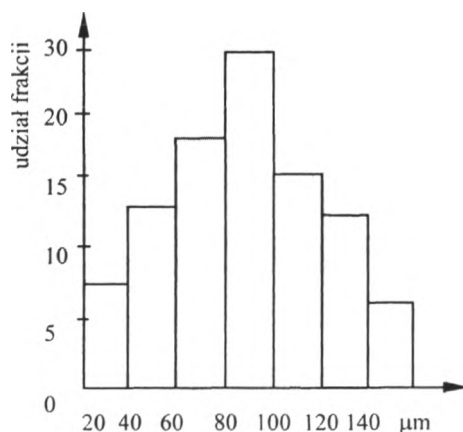
4.3.2.2. OZNACZENIE WIELKOŚCI CZĄSTEK PROSZKU

Przez pojęcie wielkości cząstki proszku rozumie się umownie wymiar liniowy charakteryzujący przestrzeń zajmowaną przez tę cząstkę. Na podstawie tak zdefinio-

wanej wielkości można określić objętość jedynie tych cząstek, które mają kształt kuli lub wielościanu foremego. Cząstki proszku metalicznego mają zazwyczaj kształt nieregularny, ich wielkość można zatem scharakteryzować za pomocą jednego wymiaru liniowego jedynie w sposób umowny, przez podanie średnicy zastępczej. Średnica zastępcza, w zależności od zastosowanej metody badawczej, może nosić nazwę średnicy:

- sitowej – w przypadku analizy sitowej,
- Fereta, Martinsa – w przypadku dokonywania analizy mikroskopowej,
- Stokesa – w przypadku analizy sedymentacyjnej.

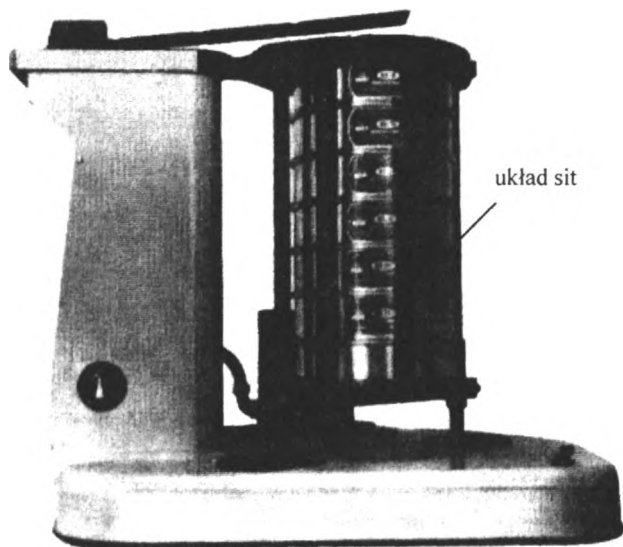
Dokładne określenie wielkości pojedynczej cząstki proszku jest zagadnieniem ważnym przede wszystkim z teoretycznego punktu widzenia. W praktyce operujemy najczęściej próbką złożoną z ogromnej ilości cząstek ($10^8 \div 10^{12}$ cząstek w cm^3), co stwarza problem ustalenia rozkładu ich wielkości. W tym celu zbiór różnych wielkości cząstek dzieli się na frakcje ziarnowe i określa udziały poszczególnych frakcji w całym zbiorze proszku. Na tej podstawie sporządza się rozkłady wielkości cząstek proszku (rys. 4.7).



Rys. 4.7. Przykładowy histogram rozkładu wielkości cząstek w próbce

Najbardziej popularną metodą oznaczenia wielkości cząstek proszku jest **analiza sitowa**, dzięki której proszek można podzielić na frakcje. Analizę sitową przeprowadza się w układzie sit ułożonych według wzrastających oczek (rys. 4.8). Górne sito jest przykryte pokrywą, pod dolnym natomiast znajduje się pojemnik, do którego opadają najdrobniejsze cząstki proszku, zwane frakcją podsitową. Według polskich norm na górnym sicie umieszcza się proszek o masie 100 g w przypadku gęstości nasypowej proszku większej lub równej $1,5 \text{ g/cm}^3$ albo 50 g wówczas, gdy jego gęstość nasypowa jest mniejsza niż $1,5 \text{ g/cm}^3$. Po zakończeniu przesiewania waży się poszczególne frakcje.

gólne frakcje i określa ich udział procentowy. Najmniejsze stosowane sita mają oczka o średnicy 0,005 mm. W przypadku proszków pylących się stosowane jest przesiewanie na mokro.



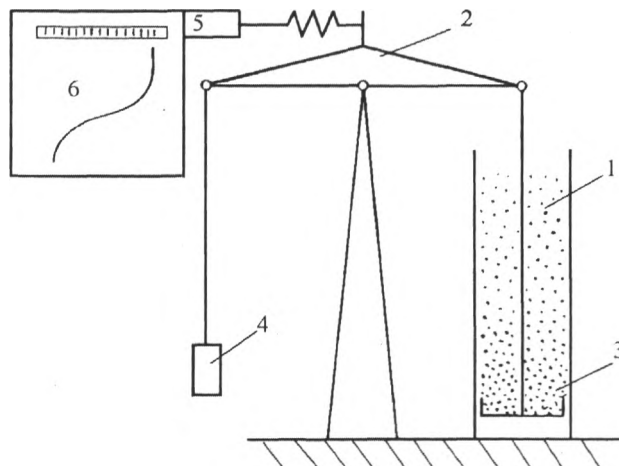
Rys. 4.8. Urządzenie do przesiewania proszków

Inną metodą oznaczania wielkości cząstek proszku są **badania mikroskopowe**. Polegają one na porównaniu obrazu uzyskanego z mikroskopu, przy zadanym powiększeniu, ze wzorcem wielkości. Analiza mikroskopowa zbioru złożonego z tysięcy cząstek proszku jest wyjątkowo żmudna i pracochłonna, dlatego dąży się do wykorzystywania w tym celu komputerowych analizatorów obrazu.

Wykonanie pomiarów poprzedza przygotowanie odpowiedniego preparatu. W przypadku zastosowania mikroskopu optycznego może to być zgład metalograficzny cząstek proszku inkludowanych w termo- lub chemoutwardzalnym tworzywie sztucznym. Najprostszy sposób przygotowania preparatu do badań mikroskopem optycznym polega na rozprowadzeniu próbki proszku na powierzchni szkiełka przedmiotowego, tak aby uzyskać pojedynczą jego warstwę. Mikroskop optyczny, ze względu na niewielką rozdzielczość, umożliwia efektywną obserwację cząstek proszku o wielkości powyżej 0,3 μm . Do badania cząstek o mniejszych wymiarach stosuje się mikroskop skaningowy.

Rozkład wielkości cząstek określa się także metodą **analizy sedymentacyjnej**, w której wykorzystuje się zjawisko zróżnicowanej prędkości opadania cząstek proszku w cieczy. Cząstka proszku wprowadzona do cieczy o niższej od niej gęstości opada początkowo ruchem przyspieszonym. Po pewnym czasie między siłą ciężkości, powodującą opadanie cząstek, a siłą wyporu i siłą oporu ośrodka ustala się

stan równowagi. Od tego momentu, aż do osiągnięcia dna naczynia, cząstka opada ruchem jednostajnym.



Rys. 4.9. Schemat budowy wagi sedymentacyjnej:

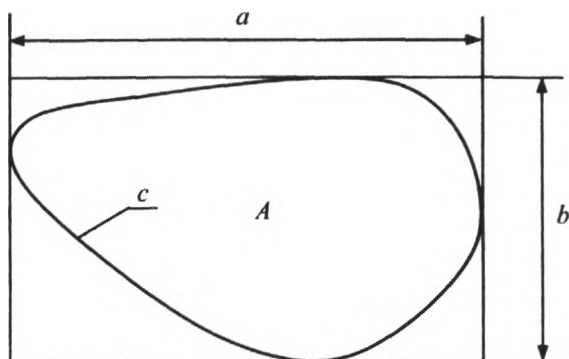
- 1 – zawiesina cząstek badanego proszku ciecchy, 2 – belka wagi,
- 3 – szalka wagi, 4 – przeciwważ równoważący szalkę,
- 5 – urządzenie kroczące, 6 – rejestrator [33]

Rozpatrując w opisanych warunkach ruch zbioru cząstek, można stwierdzić, że – zgodnie z prawem Stokesa – najszybciej opadają cząstki o największych wymiarach. Na tej podstawie opracowano wiele technik analizy sedymentacyjnej proszku, opartych na pomiarze zmian stężenia proszku w zawieszynie w zależności od czasu opadania przez pomiar przyrostu masy proszku osiadłego na szalce stanowiącej dno naczynia (waga sedymentacyjna – rys. 4.9) lub zmian natężenia strumienia świetlnego przechodzącego przez zawieszinę badanego proszku. Waga sedymentacyjna zazwyczaj jest wyposażona w urządzenie do ciągłej rejestracji masy proszku osiadłego na szalce w miarę upływu czasu. Uzyskana zależność nosi nazwę krzywej sedymentacyjnej.

Istnieją jeszcze inne metody badania wielkości cząstek proszku, lecz są one rzadziej stosowane.

4.3.2.3. WYZNACZENIE KSZTAŁTU CZĄSTEK PROSZKU

Kształt cząstki proszku jest jednym z podstawowych parametrów decydującym o jego właściwościach. Obecnie stosuje się wiele różnych metod określających ilościowo kształt cząstki. Jedną z najbardziej popularnych jest metoda opracowana przez Hausnera. W metodzie tej kształt cząstek proszku określa się na podstawie wymiarów prostokąta o najmniejszej powierzchni opisanego na przekroju badanej cząstki (rys. 4.10).



Rys. 4.10. Charakterystyczne wymiary rzutu cząstki:
 a – długość prostokąta, mm; b – szerokość prostokąta, mm;
 A – pole powierzchni rzutu cząstki, mm²; c – obwód rzutu cząstki, mm [7]

W metodzie Hausnera występują trzy współczynniki określające kształt cząstki:

$$x = \frac{a}{b}, \quad (4.2)$$

$$y = \frac{A}{ab}, \quad (4.3)$$

$$c = \frac{c^2}{12,6 A}. \quad (4.4)$$

4.3.2.4. OKREŚLANIE GĘSTOŚCI NASYPOWEJ

Gęstość nasypowa określa rzeczywistą objętość zajmowaną przez luźno zasypany proszek. Wpływa ona bezpośrednio na wielkość skoku prasy wymaganego do uzyskania odpowiedniego zagęszczenia proszku oraz na wymiary narzędzi do prasowania (dla dużej gęstości nasypowej można wykonać narzędzia mniejsze o większej wytrzymałości). Dlatego gęstość nasypowa odgrywa zasadniczą rolę podczas projektowania matryc oraz w trakcie spiekania wyrobów z luźno zasypanego proszku. Gęstość nasypowa ma również znaczenie w projektowaniu urządzeń do transportu i przechowywania proszków.

Pomiar gęstości nasypowej najczęściej wykonuje się metodami Halla i Scotta. W metodzie Halla (rys. 4.11) do pomiaru stosuje się próbkę proszku o objętości 50 cm³ (w metodzie Scotta – 20 cm³) wysuszaną w temperaturze 110 °C, którą wysypuje się przez lejek do naczynia pomiarowego o objętości 25 cm³. Nadmiar proszku zsypuje się poza naczynie. Gęstość nasypową określa się jako stosunek masy proszku wyrażonej w gramach do objętości naczynia pomiarowego. Gęstość nasypowa zależy między innymi od wielkości, chropowatości, kształtu, stopnia utlenienia proszku. Ogólnie można

przyjąć, że gęstość nasypowa zmniejsza się zarówno ze zmniejszeniem wymiarów proszku, jak i ze zwiększeniem nieregularności oraz chropowatości proszku. W celu określenia zdolności proszku do zagęszczania się pod wpływem wibracji i wstrząsów wprowadzono gęstość nasypową z usadem. Określa się ją na podstawie zagęszczenia 50 lub 100 g proszku, za pomocą urządzeń wstrząsających, i wyznacza ze wzoru

$$\rho_u = \frac{m}{V} 100\%, \quad (4.5)$$

w którym:

m – masa proszku, g,

V – objętość proszku zagęszczonego przez wibracje, cm^3 .

4.3.2.5. WYZNACZANIE SYPKOŚCI PROSZKU

Przed zastosowaniem danego proszku do produkcji należy określić jego sypkość, gdyż niektóre złożone matryce mogą wymagać bardzo sypkiego proszku, inne natomiast nie. Jest to bardzo ważny parametr przy wyrobach o dużej objętości, gdyż decyduje o szybkości i jednorodności wypełnienia matrycy. Sypkość proszku określa się czasem przesypywania 50 g proszku przez lejek stosowany do pomiarów gęstości nasypowej metodą Halla z otworem o średnicy 2,5 mm (rys. 4.11). Wyznacza się ją ze wzoru

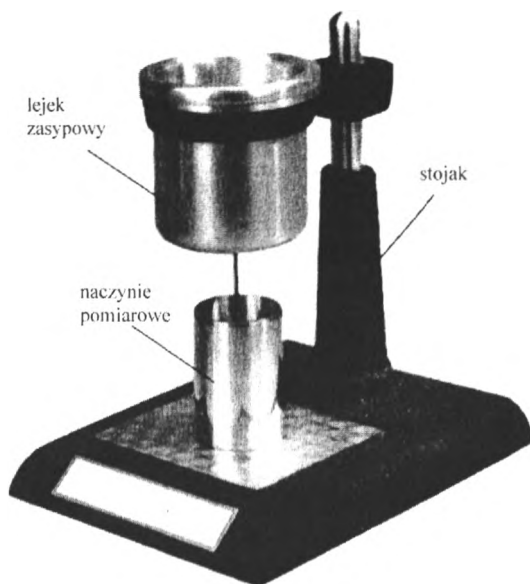
$$X = tf, \quad (4.6)$$

w którym:

t – czas przesypywania, s,

f – współczynnik korygujący wyznaczony ze wzoru $f = 25,3/C$,

C – cecha lejka (określająca czas wylewania z niego 100 cm^3 wody), s.



Rys. 4.11. Przyrząd do określania gęstości nasypowej i sypkości proszku metodą Halla

Na sypkosć proszku wpływają takie czynniki, jak: rodzaj metalu, z jakiego otrzymano proszek, gęstość, średnia wielkość i rozkład wielkości cząstek, kształt cząstek i wielkość powierzchni właściwej. Na sypkosć ma także wpływ stopień utlenienia oraz wilgotność proszku. Obecność tlenków na powierzchni cząstek obniża współczynnik tarcia między nimi, zwiększa zatem sypkosć, wilgotność natomiast ją obniża.

4.3.2.6. OKREŚLANIE ZAGĘSZCZALNOŚCI PROSZKU

Zagęszczalność proszku określa się zależnością pomiędzy zastosowanym ciśnieniem a uzyskaną gęstością wypraski. Zależność tę wyznacza się w próbie prasowania proszku w matrycy okrągłej o średnicy 25 mm i wysokości 25 mm lub prostokątnej o wymiarach 12,7 na 31,8 mm i wysokości od 5 do 7 mm. Proszek prasuje się dwustronnie.

4.3.2.7. OBLICZANIE GĘSTOŚCI TEORETYCZNEJ PROSZKU

Gęstość teoretyczną proszku określa się piknometrycznie; praktycznie jest ona równa gęstości materiału, z którego został wytworzony proszek. Niewielkie różnice wynikają z niewypełnienia cieczą zamkniętych porów. Gęstość teoretyczną ρ_t wyznacza się ze wzoru

$$\rho_t = \frac{M_1 \rho_c}{M_1 + M_2 - M_3}, \quad (4.7)$$

w którym:

M_1 – masa piknomietru z cieczą, g,

M_2 – masa badanego proszku, g,

M_3 – masa piknomietru z cieczą i badanym proszkiem, g,

ρ_c – gęstość cieczy, g/cm³,

Lokalnie gęstość proszku można określać metodą podaną w pracy [85].

4.4. PRASOWANIE PROSZKÓW METALI

Prasowanie proszków jest jedną z operacji wytwarzania wyrobów metodą metalurgii proszków.

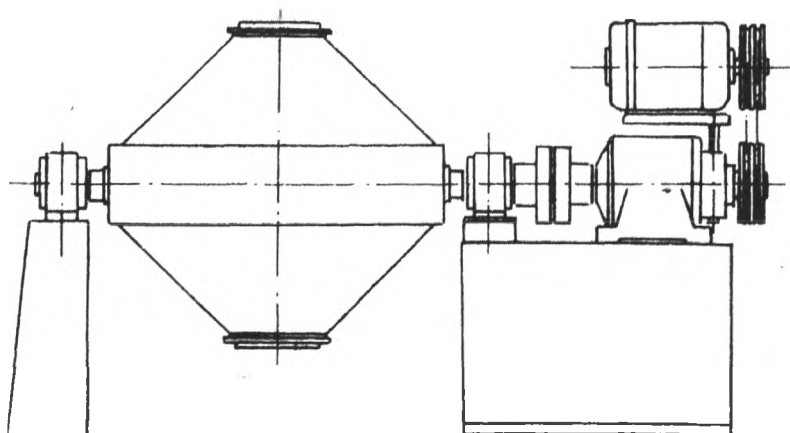
Celem tego podrozdziału jest zapoznanie czytelnika z:

- przygotowaniem proszku do prasowania,
- metodami prasowania proszków,
- wpływem parametrów prasowania na efektywność tego procesu.

4.4.1. PRZYGOTOWANIE PROSZKU DO PRASOWANIA

Spieki są wytwarzane najczęściej z mieszanin proszków kilku metali i niemetalu, bardzo często różniących się wyraźnie właściwościami, np. ciężarem właściwym.

Dodatkowo do tych mieszanin dodawane są środki poślizgowe. Właściwości fizyczne i chemiczne spieku zależą więc nie tylko od rodzaju użytych proszków, ale także od dokładności wymieszania poszczególnych składników oraz od czystości i wielkości cząstek proszków. Dlatego bardzo istotnym etapem procesu wytwarzania przez metalurgię proszków jest przygotowanie proszku. Praktycznie we wszystkich przypadkach konieczne jest odpowiednie przygotowanie wyjściowego proszku w celu nadania mu wymaganych właściwości fizykochemicznych i technologicznych. Obejmuje ono: **sortowanie proszku na różne frakcje ziarnowe, wyżarzanie w atmosferze redukującej w celu usunięcia powierzchniowych warstw tlenków, wyżarzanie rekrytalizujące, które może odbywać się w atmosferze obojętnej, mieszanie w odpowiednich proporcjach, dodanie środków poślizgowych.** Proszki metali miesza się w specjalnie przygotowanych mieszalnikach. Na rysunku 4.12 przedstawiono typowy mieszalnik stożkowy stosowany do mieszania proszków metali plastycznych.



Rys. 4.12. Mieszalnik stożkowy

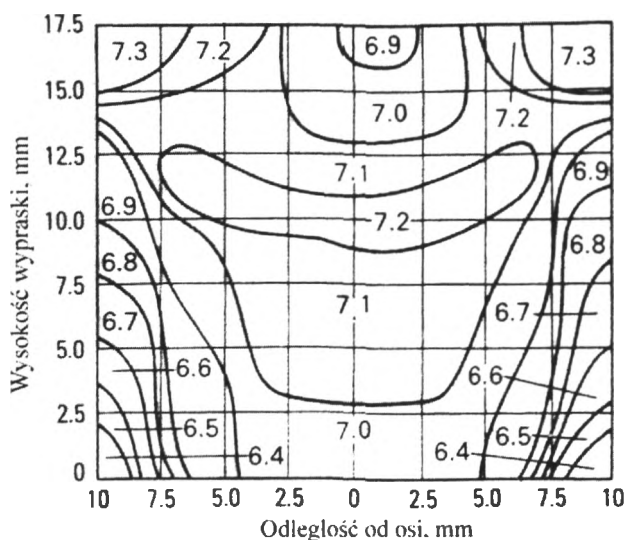
Metale twarde i kruche miesza się w młynach kulowych. Proces ten prowadzi się raczej na sucho, jedynie w przypadku proszków o bardzo dużej różnicy gęstości można go prowadzić na mokro. Wówczas po zakończeniu procesu mieszania proszek jest suszony. Podczas mieszania następuje jednocześnie ścieranie się cząstek, powodujące ich zaokrąglenie, wygładzenie powierzchni i zwiększenie gęstości nasypowej.

4.4.2. METODY PRASOWANIA PROSZKÓW

4.4.2.1. PODSTAWOWE METODY PRASOWANIA PROSZKÓW

Prasowanie polega na ściskaniu proszku w zamkniętej przestrzeni, w wyniku czego następuje jego zagęszczenie. Pod wpływem przyłożonej siły proszek zachowuje się

w przybliżeniu jak ciecz, ponieważ jednak występuje tarcie pomiędzy wzajemnie przemieszczającymi się cząstkami proszku oraz proszkiem i powierzchnią narzędzi, nie jest spełnione prawo Pascala i im dalej od miejsca przyłożenia siły, tym ciśnienie jest mniejsze. Nierównomierny rozkład ciśnienia powoduje również nierównomierny rozkład gęstości wypraski (rys. 4.13), to natomiast wpływa na niejednorodność właściwości gotowego wyrobu oraz małą jego wytrzymałość w obszarach o małej gęstości. Głównym celem prasowania jest więc uzyskanie żądanej gęstości równomiernie rozłożonej w całej objętości wypraski [127].

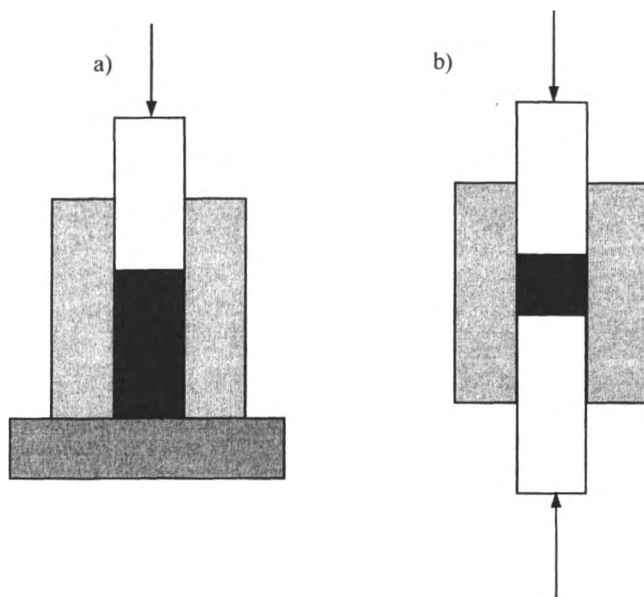


Rys. 4.13. Rozkład gęstości (g/cm^3) w walcowej wyprawce z proszku niklu prasowanej jednostronnie od góry pod ciśnieniem 700 MPa [91]

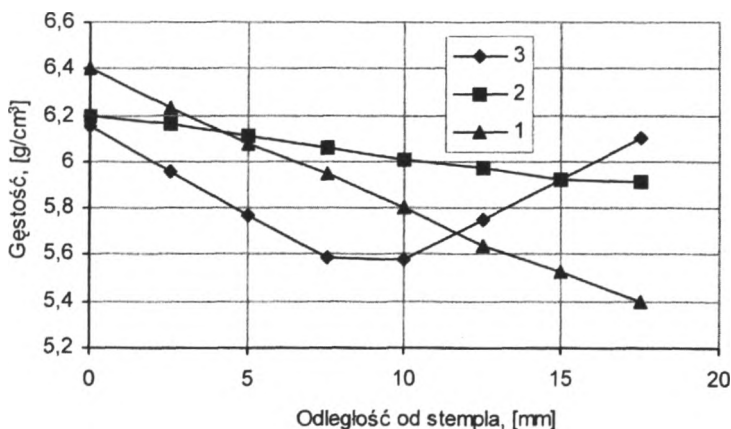
Bardziej równomierne rozkłady gęstości można uzyskać dzięki stosowaniu środków poślizgowych, smarowaniu stempla i matrycy lub zastąpieniu prasowania jednostronnego prasowaniem dwustronnym (rys. 4.14). Rozkłady gęstości uzyskane dla różnych metod prasowania (rys. 4.15), potwierdzają korzystny wpływ stosowania środka poślizgowego oraz prasowania dwustronnego zamiast prasowania jednostronnego. Również zmniejszenie stosunku wysokości do średnicy wypraski H/D (H – wysokość, D – średnica wypraski) przyczynia się do zwiększenia równomierności rozkładu gęstości wyprasek. Największe różnice gęstości występują w pobliżu ścian matrycy, natomiast wzdłuż osi wypraski efekt zmniejszenia zagęszczenia jest znacznie mniejszy. Prasowanie dwustronne stosuje się, gdy $H/D > 1$ lub w przypadku prasowania tulei $H/S > 3$ (S – grubość ścianki tulei).

W ostatnich latach coraz częściej stosuje się prasowanie izostatyczne, które polega na zagęszczaniu proszku znajdującego się w formie plastycznej w wyniku oddziały-

wania ciśnienia hydrostatycznego (rys. 4.16). Ciśnienie jest wywierane na wszystkie ścianki formy zgodnie z prawem Pascala za pośrednictwem cieczy. Trójosiowy stan naprężeń ściskających pozwala uzyskać bardzo duże zagęszczenie oraz równomierny rozkład gęstości. Maksymalna gęstość, jaką można uzyskać podczas prasowania na zimno, wynosi około 95% gęstości materiału litego [139].



Rys. 4.14. Podstawowe sposoby prasowania: a – prasowanie jednostronne, b – prasowanie dwustronne



Rys. 4.15. Rozkład gęstości wzdłuż wysokości wyprasek wykonanych z proszku miedzi:
 1 – prasowanie jednostronne 2 – proszek miedzi ze środkiem poślizgowym
 prasowany jednostronnie, 3 – prasowanie dwustronne [140]

Do zalet prasowania izostatycznego dodatkowo należy zaliczyć:

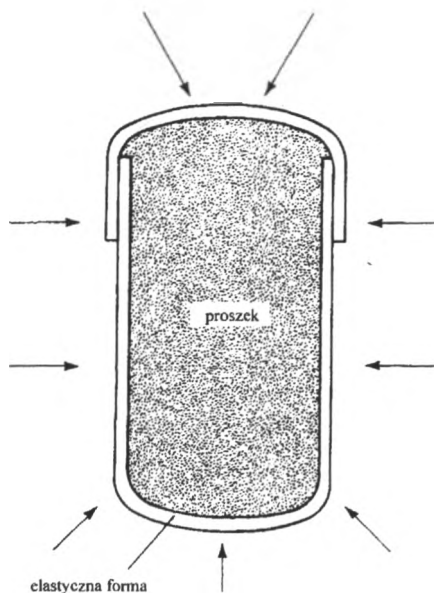
➤ możliwość stosowania niższych ciśnień prasowania w porównaniu z prasowaniem w stalowych matrycach, ze względu na minimalne straty ciśnienia na tarcie,

➤ wielkość prasowanych kształtek w zasadzie jest ograniczona tylko wielkością komory ciśnieniowej,

➤ nie ma praktycznie ograniczeń co do kształtu prasowanych elementów, można formować elementy w kształcie kul, stożków, rur, prętów itp.,

➤ można prasować proszki wykonane z materiałów twardych, kruchych, których prasowanie innymi metodami jest niemożliwe.

Proces prasowania izostatycznego może odbywać się na zimno lub w wysokiej temperaturze 1100÷1600 °C. W tym drugim przypadku środkiem przenoszącym ciśnienie jest hel lub argon, a matryca jest wykonana z blachy stalowej, niklowej lub molibdenowej.



Rys. 4.16. Prasowanie izostatyczne [7]

Podstawowym zagadnieniem procesu prasowania jest ustalenie ilościowej zależności między gęstością wyprasek a ciśnieniem prasowania. Często stosuje się zależności empiryczne opisujące zależności gęstości wyprasek od ciśnienia prasowania, np.

$$d = \exp(a \ln p + b), \quad (4.8)$$

gdzie:

d – gęstość wypraski,

a, b – stałe charakteryzujące właściwości proszku,

p – ciśnienie.

Podczas prasowania proszku można wyodrębnić następujące etapy [127]:

➤ Przemieszczanie się względem siebie cząstek w wyniku przyłożonego ciśnienia, powoduje to dopasowanie się wzajemne cząstek i wzrost upakowania. Siły tarcia przeciwstawiają się temu procesowi. Równocześnie rozpoczyna się zdzieranie warstwy tlenków z powierzchni cząstek.

➤ Dalsze zwiększanie ciśnienia powoduje początkowo odkształcenia sprężyste, a następnie plastyczne cząstek proszku. Równocześnie zachodzi pękanie warstw tlenków i czyste metalicznie powierzchnie ulegają połączeniu. W miarę wzrostu ciśnienia i stopnia odkształcenia cząstki zaczynają pękać i kruszyć się, wypełniając coraz lepiej matrycę.

Na efektywność prasowania ma wpływ wiele różnych parametrów, do najważniejszych należą:

➤ **Rodzaj materiału, z którego wykonano proszek.** Istnieje bardzo wyraźna zależność zdolności do zagęszczania proszku podczas prasowania od twardości materiału, z którego został on wykonany. Proszki wykonane z metali plastycznych, takich jak: srebro, miedź, łatwo poddają się prasowaniu; prasowanie proszków metali twardych (chrom czy molibden) lub związków metali trudno topliwych jest natomiast bardzo utrudnione. Ogólnie można przyjąć, że im jest większa twardość materiału, z którego wykonano proszek, tym mniejsza jest gęstość wyprasek prasowanych pod tym samym ciśnieniem. Na gęstość wyprasek uzyskaną po prasowaniu mają także wpływ: kształt, wielkość cząstek i stan ich powierzchni. Proszki stopowe zagęszczają się na ogół gorzej podczas prasowania w porównaniu z proszkami czystych metali.

➤ **Zagęszczalność proszku zależy od jego wymiarów i kształtu.** Ogólnie można przyjąć, że proszki kuliste charakteryzują się największą zagęszczalnością. Proszki drobne i grube mają mniejszą zagęszczalność niż proszki o średniej wielkości cząstek. Jest to spowodowane tym, że przemieszczanie cząstek proszków drobnych wymaga większych sił tarcia, proszki grube natomiast słabo wypełniają matrycę.

➤ **Rodzaj i sposób smarowania.** W praktyce prasowania stosuje się środki poślizgowe, które powodują zwiększenie gęstości uzyskanych kształtek. Środki poślizgowe wpływają na zmniejszenie: współczynników tarcia zewnętrznego i wewnętrznego, ciśnienia wypychania wypraski z matrycy, skłonności do przyczepiania się cząstek proszku do ścianek matrycy, a tym samym zmniejszają jej zużycie. Najczęściej stosowanymi środkami smarującym są: grafit, oleje, stearynian cynku, kwas stearynowy. Środki poślizgowe zazwyczaj wprowadza się do mieszanek w postaci roztworów z rozpuszczalnikami organicznymi (benzyna, benzen, czterochlorek węgla). Stearyniany i kwas stearynowy można wprowadzać również w postaci proszku. Ponieważ środki poślizgowe pogarszają takie właściwości technologiczne proszku, jak gęstość nasypowa i sypkosć, wprowadza się je w niewielkich ilościach – od 0,5 do 1,5%. Podczas procesu spiekania powinny one ulegać degradacji lub odparowywać, aby nie hamować procesu dyfuzji podczas spiekania.

➤ **Parametry prasowania, takie jak ciśnienie, szybkość przyrostu ciśnienia, czas prasowania mają istotny wpływ na gęstość wyrobu po spiekaniu.** Mniejsza szybkość prasowania i wytrzymanie wypraski pod maksymalnym obciążeniem przez kilkanaście sekund powoduje zwiększenie jej gęstości o kilka procent. Najczęściej stosowany zakres ciśnień podczas prasowania wynosi od 200 do 800 MPa. Przy stosowaniu mniejszych szybkości przyrostu ciśnienia oraz długiego czasu prasowania uzyskuje się większe gęstości wypraski. Otrzymanie wypraski o dużej gęstości, rzędu 95% gęstości teoretycznej, wymaga stosowania wysokiego ciśnienia prasowania, co mogłoby spowodować przedwczesne zużycie matryc. Dlatego w celu uzyskania znacznej gęstości stosuje się dwukrotne prasowanie i spiekanie. Spiekanie między pierwszym a drugim prasowaniem prowadzi do usunięcia skutków zgniotu i zmniejsza

twardość cząstek sprasowanego wstępnie materiału, co pozwala na osiągnięcie dużych gęstości po drugim zabiegu prasowania pod niższym ciśnieniem.

Końcowym etapem prasowania jest wypchnięcie wypraski z matrycy. Ciśnienie wypychania jest proporcjonalne do ciśnienia prasowania i zależy od współczynnika tarcia cząstek proszku o ścianki matrycy i współczynnika Poissona. W przypadku proszków plastycznych miękkich ciśnienie wypychania jest większe niż w przypadku materiałów twardych, kruchych. Ciśnienie wypychania wzrasta wraz ze zwiększeniem wysokości wypraski, dodatek środków poślizgowych natomiast je obniża. Duży wpływ na wartość ciśnienia wypychania ma także gładkość ścianek i sztywność konstrukcji matrycy.

Po wypchnięciu wypraski z matrycy następuje odciążenie i rozprężenie, czyli zwiększenie jej wymiarów pod wpływem naprężeń wewnętrznych. Zmiany wymiarów zgodnych z kierunkiem prasowania (rozprężenie osiowe) dochodzą do 5–6%, a w kierunku prostopadłym do niego wynoszą 1–3% (rozprężenie promieniowe).

Rozprężenie określa się wzorami:

$$r_o = \frac{H_i - H_0}{H_0} 100\%, \quad (4.9)$$

$$r_p = \frac{D_i - D_0}{D_0} 100\%, \quad (4.10)$$

w których:

r_o i r_p – rozprężenie osiowe i promieniowe odpowiednio,

H_i i D_i – wysokość i średnica wypraski po wypchnięciu jej z matrycy,

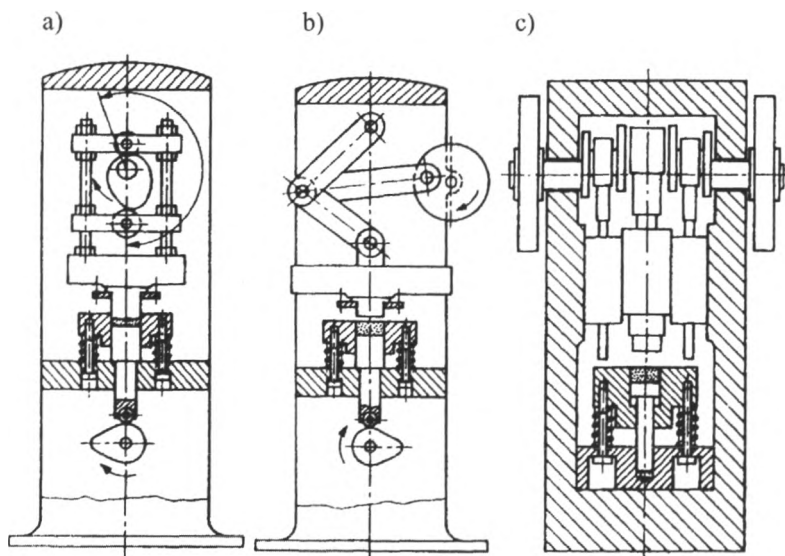
H_0 i D_0 – wysokość i średnica wypraski przed usunięciem z matrycy.

Znajomość zależności rozprężenia od właściwości proszków, składu mieszanki i warunków prasowania ma duże znaczenie praktyczne – podczas projektowania matrycy – dla właściwego doboru wymiarów komory matrycy. Rozprężenie może niejednokrotnie doprowadzić do powstania pęknięć lub rozwarstwienia wypraski.

Podstawowy proces prasowania prowadzi się **prasami hydraulicznymi** lub mechanicznymi jedno- lub dwustronnie działającymi. Stosowane w metalurgii proszków **prasy mechaniczne** mają najczęściej napęd mimośrodowy, kolanowy lub korbowy (rys. 4.17). Prasy mechaniczne jednostronnego działania są stosowane przede wszystkim do prasowania kształtek o małej i niezmienniej wysokości w kierunku prasowania w pojedynczym cyklu pracy prasy.

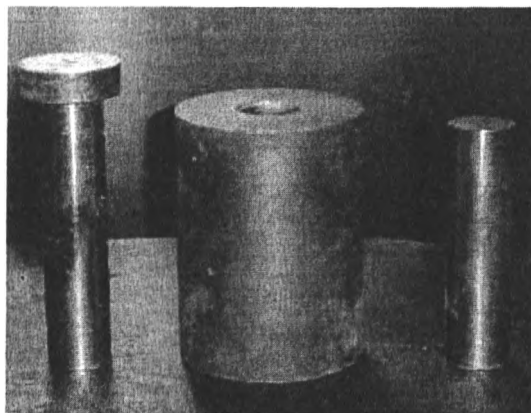
Prasy mechaniczne charakteryzują się większą wydajnością w porównaniu z prasami o napędzie hydraulicznym. Dopuszczalna prędkość prasowania maleje w miarę zwiększania ciśnienia prasowania i wysokości wyprasek. Prasy mechaniczne są stosowane przede wszystkim do nacisków nieprzekraczających około 10^3 kN. Stosowanie pras mechanicznych powyżej tej granicy jest nieopłacalne. Dlatego, gdy wymagany nacisk przekracza 10^3 kN, zaleca się stosowanie pras hydraulicznych. Prasowanie wyprasek o dużej wysokości na prasach o dużym nacisku wymaga stworzenia możli-

wości ujścia powietrza znajdującego się między cząstkami proszku oraz przemieszczania i odkształcania cząstek proszku, dlatego proces prasowania musi odbywać się powoli. Podstawowa różnica w pracy pras mechanicznych i hydraulicznych polega na tym, że pierwsze pracują przy stałym skoku, a drugie przy stałym ciśnieniu.



Rys. 4.17. Pras mechaniczne stosowane do prasowania proszków:
a) prasa o napędzie mimośrodowym, b) prasa o napędzie kołanowym,
c) prasa o napędzie korbowym [139]

Typową matrycę i stemple do prasowania proszków przedstawiono na rysunku 4.18.

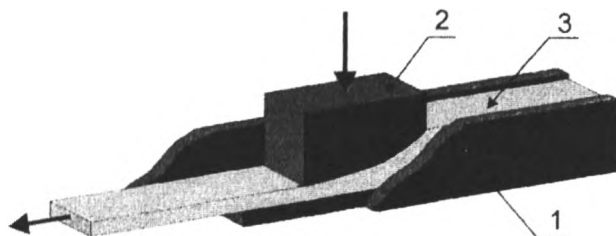


Rys. 4.18. Matryca i stemple do prasowania proszków

4.4.2.2. SPECJALNE METODY PRASOWANIA

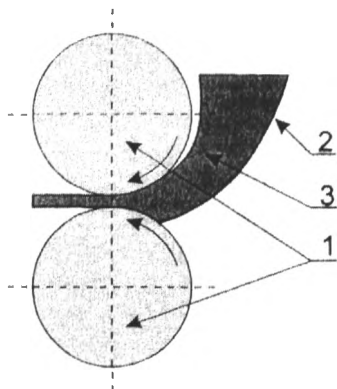
Oprócz podstawowych metod prasowania stosowane są metody prasowania przeznaczone do wytwarzania specjalnych wyrobów lub z zastosowaniem specjalistycznych urządzeń. Należą do nich:

Prasowanie z kroczącą matrycą jest stosowane do produkcji taśm, długich prętów o znacznej długości z proszków plastycznych, np. żelaza, miedzi, niklu (rys. 4.19).



Rys. 4.19. Prasowanie z kroczącą matrycą:
1 – matryca, 2 – stempel, 3 – proszek [35]

Walcowanie proszków pozwala wytwarzać taśmy profilowane lub płaskie, może być też stosowane do wytwarzania taśm bimetalicznych przez walcowanie dwóch rodzajów proszku (rys. 4.20).



Rys. 4.20. Walcowanie proszków: 1 – walce, 2 – lej zasypowy, 3 – proszek [35]

Wyciskanie proszków polega na wyciskaniu proszku umieszczonego w specjalnym pojemniku przez odpowiednio ukształtowaną matrycę.

Prasowanie izostatyczne na gorąco jest to połączenie w jedną operację procesu prasowania i spiekania. Metodą tą można wytwarzać wyroby o bardzo małej porowatości, gdyż procesy spiekania pod ciśnieniem przebiegają bardziej intensywnie.

Prasowanie udarowe polega na zgęszczaniu proszku za pomocą bardzo dużych prędkości narastania ciśnienia. Jest ono realizowane np. przez oddziaływanie na proszek przez stempel falą wybuchu. Metodą tą można uzyskać wypraski o bardzo dużej gęstości i wytrzymałości.

Kucie proszków i spieków jest procesem technologicznym, który łączy w sobie najlepsze cechy obróbki plastycznej i metalurgii proszków. Proces ten polega na odkształceniu na gorąco spiekanych przedkuwek. Uzyskuje się w ten sposób znacznie lepsze końcowe właściwości wyrobów, w porównaniu z właściwościami materiałów otrzymanych w wyniku prasowania i spiekania [37].

Do zalet tej technologii należy zaliczyć:

- możliwość otrzymywania odkuwek o kształcie i wymiarach maksymalnie zbliżonych do wyrobu gotowego,
- skrócenie cyklu produkcyjnego (w znacznym stopniu odpada obróbka mechaniczna),
- duży stopień wykorzystania materiałów (do 90%),
- możliwość otrzymywania materiałów o dowolnym składzie chemicznym.

Główne parametry procesu stanowią: temperatura kucia, stopień odkształcenia i wartość nacisku.

4.5. SPIEKANIE PROSZKÓW METALI

Proces spiekania polega na wygrzewaniu sprasowanego lub luźno zasypanego do form proszku, najczęściej w temperaturze wynoszącej 0,7–0,8 temperatury topnienia podstawowego składnika. W wyniku procesów fizykochemicznych, które przebiegają intensywniej w podwyższonej temperaturze, zachodzą zmiany wymiarów oraz właściwości wypraski.

Pomimo że spiekanie jest zabiegiem stosowanym i znanym od dawna, nie zostało jednoznacznie zdefiniowane, ponieważ jest zjawiskiem złożonym, zależnym zarówno od sił napędowych procesu, jak i mechanizmów transportu materii działających podczas spiekania. Zależy ono przede wszystkim od warunków procesu, tj. temperatury, czasu i atmosfery spiekania oraz od struktury i właściwości spiekane go materiału, takich jak: budowa krystalograficzna, współczynnik dyfuzji, współczynnik lepkości, napięcie powierzchniowe, przemiany alotropowe, wielkość ziaren, stopień utlenienia itp.

Proces spiekania można zakończyć w chwili uzyskania wymaganych właściwości, takich jak: gęstość, wytrzymałość, twardość elementów konstrukcyjnych lub opór elektryczny, właściwości magnetycznych materiałów stykowych i magnetycznych.

Celem tego podrozdziału jest zapoznanie czytelnika z:

- siłami napędowymi procesu oraz mechanizmami spiekania.
- spiekaniem z fazą ciekłą.

4.5.1. SIŁY I MECHANIZMY SPIEKANIA

4.5.1.1. SIŁY SPIEKANIA

Główną siłą napędową procesu spiekania jest **energia swobodna powierzchni cząstek**. Materiał porowaty charakteryzuje się dużą powierzchnią właściwą i proporcjonalną do niej odpowiednio wysoką wartością energii swobodnej powierzchni cząstek. Dążenie do zmniejszenia energii swobodnej powoduje redukcję powierzchni cząstek przez sferoidyzację, wygładzenie, łączenie się cząstek i zmniejszenie liczby porów.

Charakterystyczną cechą procesu spiekania materiału jest zmniejszenie sił napędowych tego procesu wraz z czasem spiekania, a tym samym zmniejszenie prędkości zagęszczania podczas izotermicznego wygrzewania. Zwiększenie ciśnienia prasowania, wywołujące wzrost gęstości początkowej, zwykle doprowadza do uzyskania większej gęstości końcowej, prędkość zagęszczania spieków jest jednak tym mniejsza, im większa jest gęstość początkowa.

Prędkość zagęszczania spieków zależy od powierzchni proszku. Im drobniejszy jest proszek, tym większa jest szybkość zagęszczania i większy jest skurcz. Proszki o nieregularnej budowie cząstek spiekają się łatwiej, w porównaniu z proszkami o regularnym, zbliżonym do kulistego kształcie cząstek. Tlenki pokrywające powierzchnię cząstek proszku utrudniają proces zagęszczania. Dlatego wskazane jest stosowanie atmosfer ochronnych – redukujących.

4.5.1.2. MECHANIZMY SPIEKANIA

Mechanizm transportu materii między poszczególnymi cząsteczkami proszku podczas jego spiekania nie został dotychczas jednoznacznie wyjaśniony. Przyjmuje się, że zmiany zachodzące podczas spiekania są efektem transportu masy odbywającej się w wyniku działania następujących procesów [33, 127] (rys. 4.21):

➤ Pełzanie, którego przykładem jest płynięcie dyfuzyjne, wiskozyjne, występuje głównie na początku procesu spiekania. W wyniku tego następuje przemieszczanie się materiału z cząstki w kierunku porów oraz szyjek utworzonych przez łączące się cząstki. Płynięcie materiału może być wywołane dyfuzyjnym pełzaniem według mechanizmu Herringa–Nabbarro. Dyfuzyjne pełzanie polega na ukierunkowanym przemieszczaniu wakansów w wysokiej temperaturze od obszarów z naprężeniami rozciągającymi do obszaru, gdzie panują naprężenia ściskające. Ten ruch wakansów jest związany z ruchem atomów w przeciwnym kierunku. Takie ukierunkowane przemieszczanie atomów, doprowadzające do makroskopowej deformacji, jest uwarunkowane istnieniem gradientu koncentracji wakansów.

➤ Dyfuzja objętościowa i dyfuzja wzdłuż granic ziaren polegają na przepływie wakansów oraz atomów w przeciwnych kierunkach, w celu wyrównania różnic ich stężenia w mikroobszarach. Procesy te są dominującymi mechanizmami prowadzącymi do zmniejszenia objętości porów. Ponieważ miejscami, gdzie wakanse mogą

ulec łatwiej anihilacji, są wypukłe powierzchnie cząstek, transport materii zachodzi więc w kierunku szyjek złączonych cząstek. Udział dyfuzji po granicach ziaren i dyfuzji objętościowej zależy od temperatury i wielkości cząstek proszku. W niższej temperaturze i w przypadku małych rozmiarów cząstek przeważnie główną rolę odgrywa dyfuzja po granicach ziaren. W sieci krystalicznej metalu istnieje pewna liczba wakansów, których koncentracja zwiększa się wraz ze wzrostem temperatury. W przypadku wakansowego mechanizmu dyfuzji energia aktywacji dyfuzji objętościowej Q_0 jest równa sumie energii aktywacji tworzenia Q_i i ruchu wakansów Q_r . Dla większości metali energia aktywacji tworzenia wakansów stanowi około jedną trzecią Q_0 . W przypadku natomiast dyfuzji po granicach ziaren energia aktywacji tego procesu jest równa energii aktywacji dyfuzji wzdłuż granic ziaren, gdzie koncentracja wakansów jest wysoka i $Q_i \approx 0$. W przybliżeniu przyjmuje się więc, że energia aktywacji ruchu wakansów wzdłuż granic ziaren równa się w przybliżeniu $0,6 \div 0,7 Q_0$.

Aby w jednorodnym pod względem chemicznym materiale zachodził proces zagęszczania wskutek dyfuzji, musi istnieć różnica koncentracji wakansów. W pobliżu wklęsłej powierzchni szyjki powstałej między dwiema cząstkami koncentracja wakansów zwiększa się, w związku z tym powstaje strumień dyfuzyjny w kierunku wyrównania stężenia wakansów. Wakanse dyfundują od obszaru szyjki do granic ziaren albo do wypukłej powierzchni cząstek. Towarzyszy temu ruch atomów w kierunku przeciwnym doprowadzający do zwiększenia wymiarów szyjki.

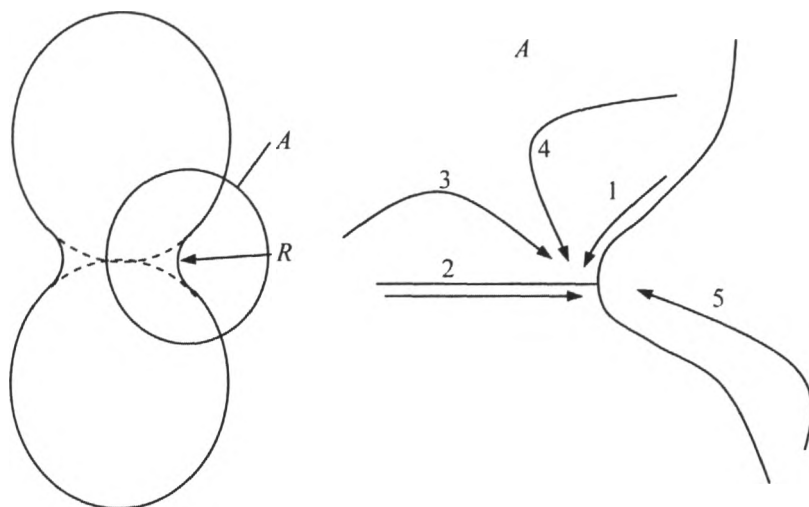
Podczas spiekania porowatego materiału źródłem wakansów są małe pory i powierzchnie wklęsłe. Ujściami dla wakansów są: duże pory, granice ziaren, a także płaskie lub wypukłe powierzchnie. Gdy ujściem dla wakansów jest wypukła powierzchnia cząstek, zachodzi jedynie zwiększenie szyjek i sferoidyzacja porów, nie występuje natomiast skurcz spiekane go materiału. Skurcz występuje przede wszystkim wtedy, gdy ujściem dla wakansów są granice ziaren.

W praktyce procesy spiekania porowatych kształtek, stanowiących zbiór dużej liczby cząstek proszku, zachodzą znacznie szybciej niż to wynika z wartości współczynników dyfuzji. Wiąże się to z tym, że spiekaniu poddaje się cząstki o dużej koncentracji defektów sieciowych, powstających w trakcie wytwarzania proszków, a także w wyniku zgniotu w procesie prasowania.

➤ Dyfuzja powierzchniowa polega na przemieszczaniu się atomów po powierzchni cząstki, od powierzchni wypukłej do wklęsłej. Dyfuzja powierzchniowa zachodzi już w temperaturze poniżej 0,3 temperatury homologicznej, z jakiego jest wykonany proszek. Intensywność dyfuzji znacznie wzrasta z podwyższeniem temperatury. Ruch atomów na powierzchni od miejsc wypukłych do wklęsłych wiąże się z istnieniem gradientu potencjału chemicznego uwarunkowanego krzywizną tej powierzchni.

➤ Parowanie i kondensacja polegają na transporcie metalu przez fazę gazową, w wyniku różnicy prężności par metalu nad powierzchnią wypukłą i wklęsłą. Zmiany te są spowodowane odparowaniem materiału z powierzchni wypukłych i kondensacją na powierzchniach wklęsłych. Parowanie i kondensacja oraz dyfuzja powierzchniowa

nie wpływają istotnie na zmniejszenie objętości porów, odgrywają natomiast istotną rolę w procesie sferoidyzacji porów.



Rys. 4.21. Schemat najważniejszych mechanizmów spiekania dwóch cząstek kulistych: 1 – dyfuzja powierzchniowa, 2 – dyfuzja po granicach ziaren, 3 – dyfuzja objętościowa z ujęciem wakansów na granicę ziaren, 4 – dyfuzja objętościowa z ujęciem wakansów na wypukłą powierzchnię cząstek, 5 – parowanie i kondensacja

Na proces spiekania, oprócz wyżej wymienionych czterech procesów dotyczących przenoszenia atomów na duże odległości, wpływa również częściowo ruch atomów na małych odległościach, w wyniku zdrowienia i rekrytalizacji odkształconych podczas prasowania cząstek proszku. Początkowo procesy rekrytalizacji zachodzą w obrębie poszczególnych cząstek, a następnie – wraz ze wzrostem powierzchni styków międzycząsteczkowych – granice ziaren przemieszczają się od jednej do drugiej cząstki. Ten proces nazywa się rekrytalizacją międzycząsteczkową, utrudniają ją pory oraz powierzchniowe warstewki tlenków. Proces rekrytalizacji zachodzi już w pierwszym stadium spiekania i nie ma istotnego wpływu na zagęszczenie materiału.

Aby stwierdzić, który z wymienionych mechanizmów dominuje podczas spiekania, należy eksperymentalnie kontrolować wzrost średnicy szyjki między kulistymi cząstkami. Zgodnie z opracowanym przez Kuczyńskiego [106] modelem teoretycznym średnica szyjki wzrasta według następującej zależności funkcyjnej

$$t \approx (a/d)^n,$$

gdzie:

a – średnica szyjki,

d – średnica cząstki,

t – czas spiekania,

n – współczynnik.

Z modelu Kuczyńskiego wynika, że gdy $n = 2$, wówczas dominującym mechanizmem transportu jest płynięcie dyfuzyjne lub wiskozyjne; gdy $n = 3$ – tym mechanizmem jest parowanie i kondensacja; gdy $n = 5$ – dominuje dyfuzja objętościowa; natomiast gdy $n = 7$ – dyfuzja powierzchniowa. Udział poszczególnych procesów zależy od rodzaju i właściwości materiału oraz warunków spiekania.

Procesy spiekania materiałów jedno- i wieloskładnikowych przebiegają nieco inaczej. Podczas spiekania materiałów jednoskładnikowych można wyróżnić następujące stadia [33]:

- początkowe stadium wzrostu powierzchni styków międzycząsteczkowych,
- pośrednie stadium zamykania się i zanikania porów,
- końcowe stadium koagulacji i zaniku izolowanych porów.

Dominującym mechanizmem transportu materii w pierwszym stadium jest dyfuzja objętościowa. Wskutek dużej krzywizny powierzchni cząstek, a także istniejących w miejscach styku cząstek naprężeń, w przylegających obszarach materiału istnieje znacznie większa koncentracja wakansów niż w obszarach położonych w większej odległości od tych miejsc. Te różnice koncentracji wakansów doprowadzają do powstania strumienia atomów przemieszczających się w kierunku powierzchni styku międzycząsteczkowego z równoczesnym ruchem wakansów w kierunku przeciwnym. W tym stadium spiekania pewne znaczenie ma także dyfuzja powierzchniowa, która doprowadza do wygładzenia powierzchni porów.

W pośrednim stadium spiekania zachodzi ciągle zmniejszanie liczby porów wraz z ich koagulacją. Większość porów jest rozmieszczona na granicach ziaren. Zmienia się wzajemny udział porów otwartych i zamkniętych. Gdy całkowita porowatość zmniejsza się do wartości około 10%, większą część stanowią już pory zamknięte. Transport materii w tym stadium odbywa się przez dyfuzję objętościową i wzdłuż granic ziaren.

W końcowym stadium spiekania zachodzi dalsza koagulacja i zanik porów. Pory o wymiarach mniejszych od pewnych krytycznych rozmiarów zanikają, równocześnie natomiast wzrastają pory większe. Spowodowane jest to różnicami koncentracji wakansów w pobliżu porów o różnych wymiarach, wskutek czego wakanse dyfundują w kierunku dużego poru, doprowadzając do wzrostu jego objętości.

Ogólnie można stwierdzić, że wielkość ziaren proszku ma znaczący wpływ na kinetykę zaniku porów i tym samym na wzrost gęstości wyprasek podczas spiekania. Im bardziej drobnoziarnisty jest proszek, tym większy przyrost gęstości obserwuje się w danych warunkach spiekania.

Podczas dalszego spiekania, wskutek rozrostu ziaren, część porów może znaleźć się wewnątrz dużych ziaren w znacznej odległości od ich granic, które stanowią ujście dla wakansów. Takie pory zanikają bardzo wolno, ponieważ drogi dyfuzji są długie. Dlatego podczas spiekania zanikają przede wszystkim pory pozostające w bezpośrednim kontakcie z granicami ziaren lub w ich najbliższym sąsiedztwie.

Spiekanie cząstek materiałów wieloskładnikowych jest procesem bardziej złożonym, w porównaniu ze spiekaniem materiałów jednoskładnikowych, gdyż – rów-

nocześnie z procesami transportu materii do miejsc styku cząsteczek – następuje wyrównanie składu chemicznego w spiekanych cząstkach. Ponieważ procesy samodyfuzji i heterodyfuzji charakteryzują się tym samym wakansyjnym mechanizmem, istnieje ścisła wzajemna zależność obu tych procesów. Więcej informacji na temat spiekania materiałów wieloskładnikowych czytelnik znajdzie w pracy [33].

4.5.1.3. SPIEKANIE Z FAZĄ CIEKŁĄ

Mniej popularną metodą spiekania jest spiekanie z fazą ciekłą. W metodzie tej podczas spiekania dochodzi do powstania fazy ciekłej w miejscu styku spiekanych cząstek. Faza ciekła powstaje w wyniku częściowego lub całkowitego roztopienia się jednego ze składników lub niskotopliwej eutektyki utworzonej przez składniki.

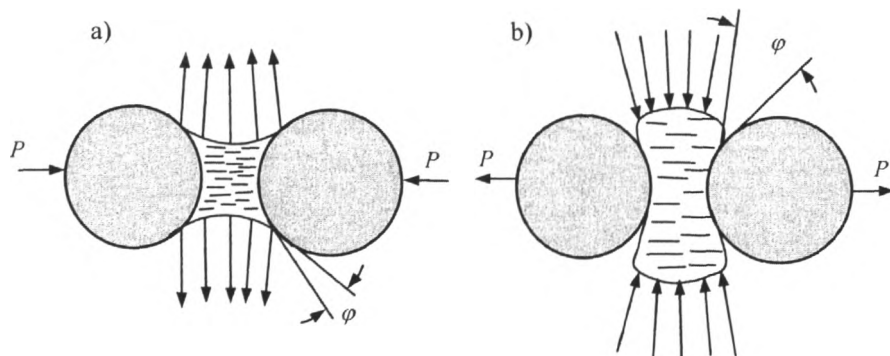
Pojawienie się cieczy w spiekany materiał powoduje wystąpienie takich zjawisk, jak: zwilżanie fazy stałej przez ciecz i rozptyływanie cieczy po powierzchniach cząstek, wnikanie cieczy w pory między cząstkami, rozpuszczanie fazy stałej w cieczy i ponowne wydzielanie. Zjawiska te wpływają na ogół korzystanie na intensyfikację procesu spiekania i umożliwiają uzyskanie spieków o bardzo dużej gęstości.

Energia całego układu zależy od energii powierzchniowej granic międzyfazowych. W materiale dwuskładnikowym, złożonym z ziaren fazy stałej oraz fazy ciekłej, spiekany w atmosferze ochronnej, występują różnego rodzaju granice międzyfazowe. Tworzenie się poszczególnych granic międzyfazowych zależy od wartości energii powierzchniowej na granicy tych faz.

Podczas spiekania z udziałem fazy ciekłej decydujące znaczenie ma zjawisko zwilżania fazy stałej przez ciecz. Zwilżanie charakteryzują dwa kąty: skrajny kąt zwilżania, który w układzie trójfazowym: faza stała – faza ciekła – faza gazowa jest zawarty między śladami płaszczyzn poprowadzonych stycznie do powierzchni rozdziału fazy stałej z fazą ciekłą i fazy ciekłej z fazą gazową w punkcie styku wszystkich tych trzech faz, oraz dwuścienny kąt zwilżania w materiale dwufazowym, faza stała – faza ciekła, który jest kątem zawartym między powierzchniami międzyfazowymi utworzonymi przez ciecz z dwiema sąsiadującymi cząsteczkami fazy stałej. Wartości tych kątów zależą od energii powierzchniowych poszczególnych faz.

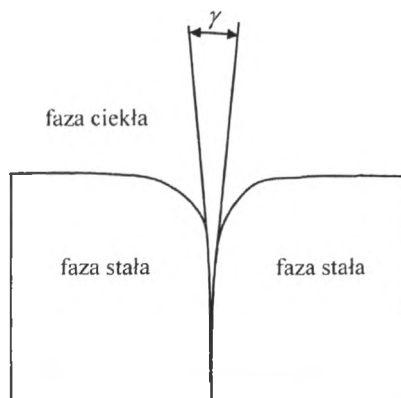
Jeżeli skrajny kąt zwilżania ϕ jest równy zeru, to zachodzi całkowite zwilżanie fazy stałej przez ciecz; przy kącie równym 180° występuje całkowity brak zwilżania. Od wartości tego kąta zależy rodzaj sił działających między cząstkami fazy stałej. W przypadku dobrego zwilżania faza ciekła przyciąga cząstki do siebie (rys. 4.22a), jeśli natomiast brak jest zwilżania, to cząstki są od siebie odpychane (rys. 4.22b).

Dwuścienny kąt γ zwilżania wpływa na penetrację cieczy między ziarnami fazy stałej (rys. 4.23). Im mniejszy jest ten kąt, tym łatwiej ciecz wnika pomiędzy ziarna, co ma znaczny wpływ na powstawanie szkieletu i rozrost ziaren fazy stałej. Dlatego w celu uzyskania drobnoziarnistej struktury materiałów spiekanych z udziałem fazy ciekłej należy zapewnić dobrą zwilżalność fazy stałej przez ciecz.



Rys. 4.22. Siły P działające między cząsteczkami fazy stałej rozdzielonej fazą ciekłą:
a) dobra zwilżalność, b) częściowy brak zwilżalności [118]

Zagęszczenie przez lepkościowe płynięcie cieczy występuje przede wszystkim w materiałach, w których faza stała nie rozpuszcza się w cieczy. Może również występować w początkowym stadium spiekania materiałów, kiedy faza stała rozpuszcza się w cieczy. Warunkiem koniecznym zagęszczania przez lepkościowe płynięcie jest dobra zwilżalność fazy stałej przez ciecz wtedy, gdy dwusieczny kąt zwilżania jest bliski zeru. Z chwilą stopienia składnika łatwiej topliwego wnika on w pory znajdujące się między cząsteczkami fazy stałej, w ten sposób otacza je i rozdziela od siebie. Zanikają wtedy międzyfazowe powierzchnie fazy stałej z gazem, a tworzą się powierzchnie rozdziału: faza stała – ciecz i ciecz – gaz. Ponieważ ciecz dąży do zajęcia możliwie małej objętości, cząstki fazy stałej przemieszczają się więc wraz z cieczą w kierunku środka spiekanej kształtki, powodując jej zagęszczanie.



Rys. 4.23. Dwusieczny kąt zwilżania [118]

Jeżeli dwusieczny kąt zwilżania ma dużą wartość, to wnikanie cieczy pomiędzy ziarna fazy stałej jest bardzo utrudnione, szybko bowiem tworzy się szkielet z fazy stałej. W takim przypadku lepkościowe płynięcie cieczy zostaje praktycznie szybko zahamowane, a proces zagęszczania warunkują procesy samodyfuzji, dlatego zagęszczanie zachodzi bardzo wolno.

Jeżeli istnieje dobra zwilżalność fazy stałej przez ciecz, to przy odpowiedniej ilości fazy ciekłej może nastąpić całkowite zagęszczenie materiału w wyniku samego procesu lepkościowego płynięcia cieczy.

Spiekanie materiału w obecności fazy ciekłej przez rozpuszczenie ziaren fazy stałej w cieczy i ponowne wydzielanie może zachodzić wtedy, gdy istnieje znaczna roz-

puszczalność fazy stałej w cieczy, występuje wystarczająca ilość cieczy (co najmniej 5% objętościowo) oraz dwuścienny kąt zwilżania jest bliski zeru. Wskutek przenikania cieczy wzdłuż granic ziaren fazy stałej poszczególne ziarna zostają od siebie oddzielone, następuje wtedy rozpuszczenie w cieczy małych ziaren, dyfuzja atomów fazy stałej w cieczy i ponowne wydzielenie na powierzchni ziaren większych. Zachodzi rozrost ziaren dużych kosztem ziaren małych, a także wygładzenie i zmniejszanie powierzchni rozdziału fazy stałej z cieczą. Materiał z wypukłych powierzchni rozpuszcza się i wydziela ponownie w miejscach wklęsłych.

Spiekanie z fazą ciekłą stosuje się do takich materiałów, jak: Cu–Pb, W–Cu, W–Ag, WC–Co, Cu–Sn–grafit, Fe–Cu.

Ze względu na konieczność ochrony wyrobów spiekanych z proszków metali przed utlenianiem, spiekanie wykonuje się w redukujących i obojętnych atmosferach ochronnych. Wybór atmosfery spiekania zależy od wymagań stawianych materiałom spiekany i względów ekonomicznych. Najkorzystniejszą atmosferą redukującą jest czysty, suchy wodór. Jest on jednak stosunkowo drogi i w skali przemysłowej częściej stosuje się zdysocjowany amoniak.

Atmosferę redukującą stanowi także tlenek węgla, np. w przypadku spiekania materiałów na osnowie miedzi. Atmosfery obojętne stanowią takie gazy, jak: azot, argon, hel. Jako atmosferę ochronną można również stosować próżnię.

Podczas procesu spiekania porowatość wypraski po prasowaniu, wynosząca 10÷30%, ulega zmniejszeniu nawet do kilku procent. Ze zmianami tymi wiąże się skurcz spieku, który może dochodzić nawet do kilkunastu procent. Ponieważ w wyniku skurczu następuje zmiana wymiarów, bardzo często po procesie spiekania stosuje się więc obróbkę wykańczającą.

4.6. KRYTERIUM SPAJANIA PROSZKÓW

Zespolecie cząstek proszków można uzyskać nie tylko przez ich spiekanie, ale również metodą prasowania, pod warunkiem oddziaływania na proszek dużymi naprężeniami ściskającymi, wywołującymi znaczne odkształcenia postaciowe, które mogą nawet doprowadzić do powstania fazy ciekłej na granicach spajanych cząstek. Wpływ różnych czynników oddziałujących na jakość zespolecia cząstek może być analizowany doświadczalnie lub teoretycznie. Badania doświadczalne pochłaniają dużo czasu i pieniędzy, analiza teoretyczna wymaga natomiast znajomości kryterium spajania. Takie kryterium zostało ostatnio opracowane. Porównuje się w nim pracę odkształcenia plastycznego w konsolidującym proszek procesie kształtowania plastycznego, np. wyciskaniu z krytyczną pracą kształtowania konieczną do zespolecia cząstek [61]. Kryterium może być stosowane do analizy warunków realizacji procesu, obejmujących nie tylko takie podstawowe wielkości, jak: temperaturę, stopień i prędkość odkształcania, ale również do analizy wpływu sposobu płynięcia materiału określonego stanem naprężenia i odkształcenia, a tym samym geometrią i rozmiarami narzędzi.

Kryterium to opiera się na następujących założeniach:

➤ udział czystych powierzchni cząstek powstających podczas ich odkształcania plastycznego, będący wynikiem pęknięcia kruchych powierzchniowych warstwek tlenków do całkowitej powierzchni cząstek powinien być wystarczający do ich zespolenia,

➤ naprężenie normalne działające na czyste powierzchnie cząstek powinno zbliżyć je na odległości atomowe, tak aby mogły powstać między nimi różnego rodzaju wiązania.

Pęknięcie powierzchniowych warstwek tlenków i zbliżenie czystych powierzchni na odległości atomowe następuje w tych obszarach, w których naprężenie ściskające wywołuje płynięcie poprzeczne materiału, a tym samym ekspansję jego powierzchni, prowadzącą do zniszczenia kruchej, utlenionej warstewki powierzchniowej, utrudniającej zespolenie cząstek. Kryterium spajania można więc uzależnić od tych dwóch czynników następującą funkcją

$$dW_s = f(\sigma_n, d\varepsilon_{p1}), \quad (4.11)$$

w której:

dW_s – wskaźnik spajania charakteryzujący lokalną jakość połączenia cząsteczek,

$d\varepsilon_{p1}$ – przyrost największego odkształcenia rozciągającego w płaszczyźnie styku cząstek, na którą działa naprężenie σ_n ,

σ_n – największe naprężenie ściskające normalne do powierzchni styku cząstek.

Dla materiałów izotropowych kierunki główne odkształceń i naprężeń pokrywają się i naprężenie normalne σ_n jest równe największemu ściskającemu naprężeniu głównemu σ_3 . W takim przypadku wskaźnik lokalnej jakości spajania cząstek może być wyrażony iloczynem głównego naprężenia ściskającego i maksymalnego wydłużenia

$$dW_s = \sigma_3 d\varepsilon_{p1}. \quad (4.12)$$

Zespolenie cząstek w całej omawianej objętości materiału zostaje osiągnięte wtedy, gdy wskaźnik W_s uzyska pewną krytyczną wartość C_{cr}

$$W_s = \int_0^{\varepsilon_{p1cr}} \sigma_3 d\varepsilon_{p1} = C_{cr}. \quad (4.13)$$

W przypadku materiałów ściśliwych, jakimi są wyroby z proszków metali, można wykazać, że dla procesu osiowo symetrycznego ($\varepsilon_{p1} = \varepsilon_{p2}$)

$$d\varepsilon_{p1} = -2\alpha d\varepsilon_{p3}, \quad (4.14)$$

gdzie α – współczynnik ściśliwości.

Po podstawieniu zależności (4.14) do (4.13) i pominięciu znaku minusa uzyskuje się następującą zależność

$$W_s = \int_0^{\varepsilon_{p3cr}} 2\alpha\sigma_3 d\varepsilon_{p3} = C_{cr}. \quad (4.15)$$

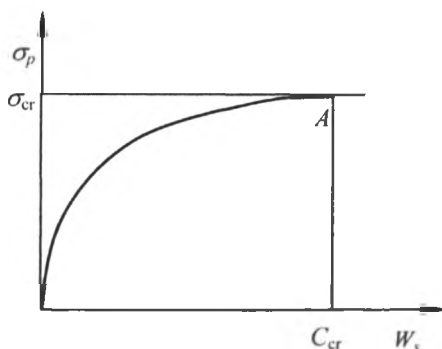
Oznacza to, że do spojenia cząstek potrzebna jest określona jednostkowa praca największego naprężenia ściskającego na odpowiadającym mu największym przemieszczeniu. Zastosowanie takiego kryterium wymaga znajomości krytycznej wartości C_{cr} , która zależy od współczynnika ściśliwości α . Może on być określony na podstawie zmian zagęszczalności proszku wywołanej obciążeniem.

Parametr C_{cr} można określić doświadczalnie lub analitycznie. Doświadczalne określenie tego parametru jest bardzo pracochłonne, znacznie prostsze jest natomiast wyznaczenie go metodą analityczną.

Doświadczalnie parametr C_{cr} , czyli krytyczną wartość pracy odkształcenia plastycznego potrzebną do uzyskania zespolenia cząstek, w procesie osiowo symetrycznym, wyznacza się z zależności

$$C_{cr} = \int_0^{\varepsilon_{pcr}} \alpha\sigma_p d\varepsilon_{ip}. \quad (4.16)$$

Polega to na określeniu pracy odkształcenia plastycznego, koniecznej do zagęszczenia proszku do takiego stopnia, że praktycznie dalsze odkształcania nie powoduje polepszenia właściwości wytrzymałościowych wyrobu. Próby takie należy wykonywać w różnej temperaturze i przy różnych prędkościach odkształcenia. Następnie metodą MES oblicza się tensory stanu naprężenia i odkształcenia, i z kolei pracę odkształcenia największego naprężenia ściskającego na odpowiadającym mu przemieszczeniu. Krytyczną wartość pracy odkształcenia plastycznego C_{cr} określa punkt A na rysunku 4.24, po przekroczeniu którego nie obserwuje się dalszego umocnienia, czyli zwiększenia właściwości wytrzymałościowych zespolonego proszku.



Rys. 4.24. Zależność pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a jednostkową pracą odkształcenia plastycznego prasowanych cząstek proszku

Dodatkowym czynnikiem dobrego zespolenia cząstek jest zapewnienie w miarę jednorodnych odkształceń w całej masie spajanego proszku. W warstwach powierzchniowych, w przypadku dużych niejednorodnych odkształceń, mogą pojawić się znaczne naprężenia rozciągające, szczególnie w procesie wyciskania, prowadzące do pęknięcia wyrobu.

Kryterium spajania wskazuje, że uzyskanie metalicznego zespolenia cząstek wymaga zastosowania dużych odkształceń plastycznych, co można uzyskać jedynie wtedy, gdy osnowa cząstek jest dostatecznie plastyczna, jak np. w przypadku aluminium i jego stopów.

Znacznie prościej jest określić krytyczną wartość parametru C_{cr} na drodze teoretycznej. Metoda ta opiera się na założeniu, że n -krotne zwiększenie powierzchni cząstek proszku jest wystarczające do zniszczenia kruchej, utlenionej warstewki powierzchniowej i do ekspansji czystej powierzchni cząstek w stopniu wystarczającym do ich zespolenia.

Cząstki proszku mogą mieć różny kształt i ekspansja ich powierzchni jest ściśle z nim powiązana. Ze względu na to, że spajanie metodą prasowania, oprócz znacznych nacisków, wymaga także dużych odkształceń postaciowych, najlepszym procesem do spajania cząstek jest proces wyciskania. To z kolei narzuca określone zmiany geometrii cząstek proszku w takim procesie. Dlatego do analizy przyjęto, że cząstki proszku mają kształt cylindryczny i stopień odkształcenia poszczególnych cząstek jest określony wzorem [61]

$$S_p = \beta \left(\sqrt{R} + \frac{1}{R} \right), \quad (4.17)$$

gdzie:

$$R = \frac{d_0^2}{d_f^2},$$

d_0, d_f – początkowa i końcowa średnica cząstek,

β – współczynnik równy 0,5.

W celu zastosowania rozważań dotyczących pojedynczej cząstki proszku do całej objętości wyrobu należy uwzględnić w równaniu (4.19) współczynnik ściśliwości α

$$S = \alpha \beta \left(\sqrt{R} + \frac{1}{R} \right). \quad (4.18)$$

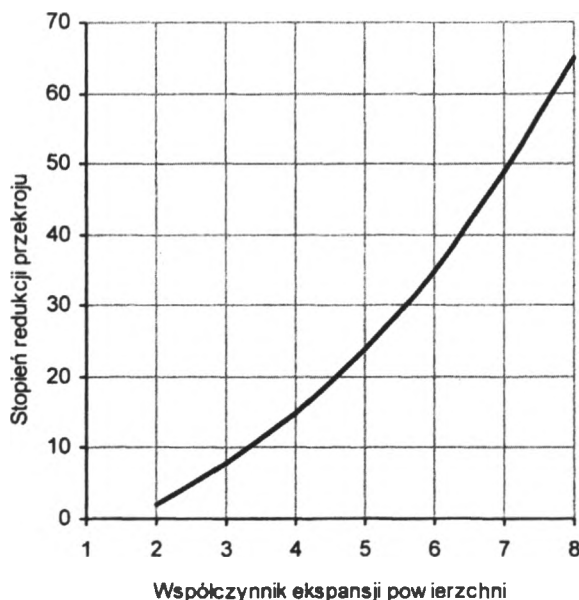
Dla określonej ekspansji powierzchni S odkształcenie graniczne ε_1 , konieczne do uzyskania dobrego zespolenia cząstek w osiowo symetrycznym procesie wyciskania, jest określone wyrażeniem

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{d_0}{d_f} = \ln \sqrt{R}. \quad (4.19)$$

Wartość stopnia redukcji przekroju R jest określona wyrażeniem (4.18). W celu obliczenia R wyrażenie to przekształca się w równanie trzeciego stopnia, które rozwiązuje się w sposób standardowy. Nietrudno zauważyć, że rozwiązań równania (4.18) jest więcej niż jedno. Ponieważ jednak poszukiwana jest najmniejsza wartość stopnia redukcji przekroju, zapewniająca dobre zespolenie cząstek, z trzech różnych rozwiązań równania (4.18) należy więc wziąć największe

$$R = \frac{1}{3} \left(2 \sqrt{\left(\frac{S}{\alpha\beta} \right) \left(\left(\frac{S}{\alpha\beta} \right)^3 - 6 \right)} + \left(\frac{S}{\alpha\beta} \right)^2 \right). \quad (4.20)$$

Zależność pomiędzy stopniem redukcji przekroju poprzecznego R a ekspansją powierzchni $S/\alpha\beta$ przedstawiono na rysunku 4.25.



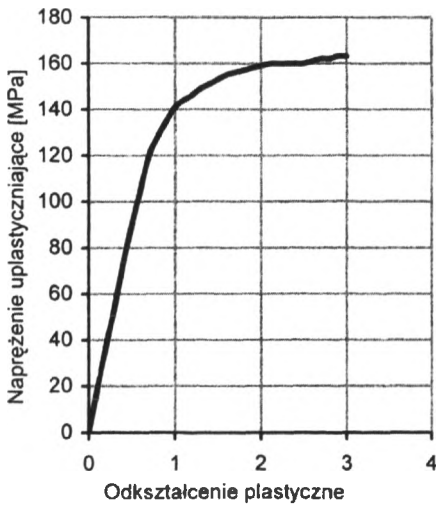
Rys. 4.25. Zależność pomiędzy stopniem redukcji przekroju poprzecznego R a współczynnikiem ekspansji powierzchni $S/\alpha\beta$

Na podstawie zależności pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym i odkształceniem plastycznym dla określonego spojonego materiału, np. zawierającego 15% fazy umacniającej CuAl8 w osnowie aluminium (rys. 4.26), można określić krytyczną wartość pracy odkształcenia plastycznego przedstawioną na rysunku 4.27.

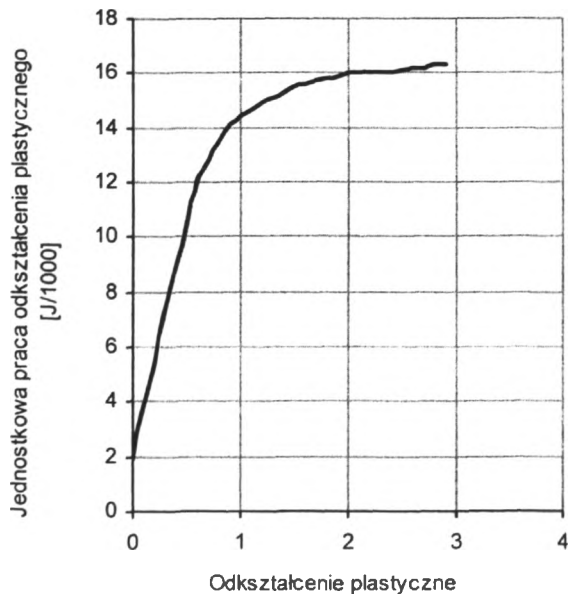
Ekspansja powierzchni równa 2,5 jest na ogół wystarczająca do uzyskania dobrego połączenia cząstek proszku. Według rysunku 4.25 odpowiada to redukcji przekroju wynoszącej około 6,25, dla której – zgodnie z równaniem (4.21) – wydłużenie jest

równe 0,916. Po scałkowaniu wyrażenia (4.21), określającego krytyczną wartość pracy odkształcenia plastycznego dla krzywej umocnienia pokazanej na rysunku 4.26, otrzymuje się wykres przedstawiony na rysunku 4.27, z którego wynika, że krytyczna wartość jednostkowej pracy odkształcenia plastycznego dla wydłużenia 0,916, konieczna dla dobrego zespolenia cząstek proszku, wynosi około $14 \cdot 10^{-3}$ J

$$C_{\text{ef}} = \int_0^{\varepsilon_{\text{per}}} \sigma_p d\varepsilon_p. \quad (4.21)$$



Rys. 4.26. Zależność pomiędzy napężeniem uplastyczniającym i odkształceniem plastycznym dla zespolonego materiału zawierającego 15% fazy umacniającej CuAl8 w osnowie aluminium



Rys. 4.27. Zależność pomiędzy jednostkową pracą odkształcenia plastycznego a odkształceniem plastycznym dla spieku zawierającego 15% CuAl8 w osnowie aluminium

Uzyskany wynik jest zgodny z badaniami doświadczalnymi, w których zastosowano dwa współczynniki redukcji przekroju wynoszące 6,25 i 16. Nie zaobserwowano większego wpływu zwiększenia współczynnika redukcji przekroju w podanym zakresie na właściwości wyrobu. Świadczy to o tym, że zastosowana doświadczalnie dolna wartość współczynnika redukcji przekroju może być określana na podstawie opracowanego teoretycznego kryterium doboru warunków prasowania.

4.7. WPLYW TARCIA I WARUNKÓW PRASOWANIA PROSZKÓW NA ROZKŁAD GĘSTOŚCI WYPRASEK PRZED I PO SPIEKANIU

Właściwości wyrobów spiekanych zależą od ich gęstości po prasowaniu, a przede wszystkim po spiekaniu, a także od rozkładu gęstości w wyprasce i spieku. Gęstość po prasowaniu ma istotny wpływ na gęstość uzyskiwaną po spiekaniu. Gęstość zależy między innymi od sposobu i ciśnienia prasowania.

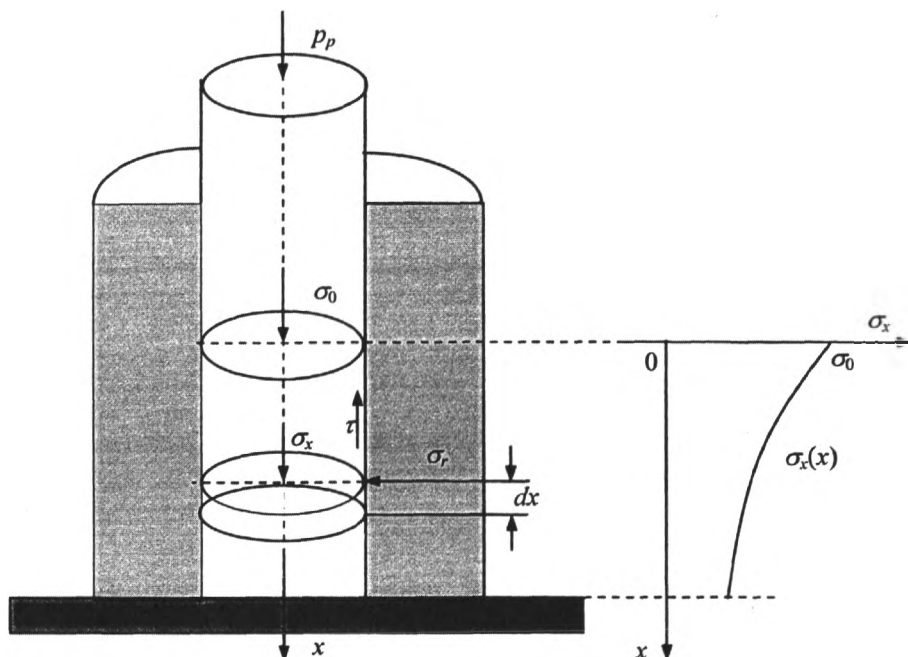
Część ciśnienia prasowania zostaje zużyta na pokonanie sił tarcia wewnętrznego i tarcia zewnętrznego. Przez tarcie wewnętrzne rozumie się tarcie między poszczególnymi cząstkami proszku; tarcie zewnętrzne jest to natomiast tarcie proszku o ścianki matrycy.

Straty ciśnienia na tarcie zewnętrzne zależą od:

- współczynnika tarcia między cząstkami proszku a ściankami matrycy,
- skłonności do łączenia się tych dwóch materiałów,
- wysokości i średnicy wypraski,
- stosowanych środków poślizgowych.

Jak wynika z danych eksperymentalnych straty ciśnienia na pokonanie sił tarcia zewnętrznego zawierają się w granicach 60–90%. Wraz ze zwiększeniem odległości od czołowej powierzchni stempla prasującego zmniejsza się więc wartość siły zagęszczającej proszek. Wyraźny efekt tego zjawiska i jego niekorzystne oddziaływanie można zaobserwować szczególnie podczas prasowania długich wyrobów oraz tulejek cienkościennych, gdzie występuje duża powierzchnia tarcia. Objawia się to znacznie mniejszą gęstością w części leżącej po przeciwnej stronie stempla prasującego, w porównaniu z gęstością wyrobu w pobliżu stempla prasującego, a w przypadku prasowania za pomocą pływającej matrycy – mniejszą gęstością w środkowej części wyrobu w stosunku do gęstości obu jego końców. Dlatego część środkowa w prasowanej kształtce jest słabsza, zwłaszcza przed spiekaniem, i narażona na pękanie. Należy brać to pod uwagę podczas projektowania technologii wytwarzania spieków.

Zjawisko to łatwo wyjaśnić, stosując metodę różniczkowych równań równowagi do analizy rozkładu sił i naprężeń działających na sprasowywany proszek, np. w matrycy okrągłej przedstawionej na rysunku 4.28.



Rys. 4.28. Rozkład naprężeń poosiowych σ_x w zależności od odległości od aktywnego stempla podczas prasowania proszków

Warunek równowagi nieskończenie cienkiego plasterka grubości dx – przy założeniu, że w bardzo małej objętości spełnione jest prawo Pascala $\sigma_x = \sigma_r$ i naprężenie styczne, spowodowane siłami tarcia prasowanego proszku o ścianki matrycy, można wyrazić prawem Coulomba w postaci $\tau = \mu\sigma_x$ – przedstawia się następująco

$$\sigma_x \pi r^2 - (\sigma_x - d\sigma_x) \pi r^2 + 2\pi r \mu \sigma_x dx = 0. \quad (4.22)$$

Po uproszczeniu otrzymuje się

$$\frac{d\sigma_x}{\sigma_x} = -\frac{2\mu}{r} dx, \quad (4.23)$$

a po scałkowaniu, z uwzględnieniem warunku brzegowego, że dla $x = 0$, $\sigma_x = \sigma_0$, otrzymuje się

$$\sigma_x = \sigma_0 \exp\left(-\frac{2\mu x}{r}\right). \quad (4.24)$$

Z równania tego wynika, że napężenie poosiowe w prasowanym proszku maleje eksponencjalnie wraz z odległością od czoła powierzchni prasującego stempla oraz że efekt ten jest tym mniejszy, im większa jest średnica użytej do prasowania matrycy.

Oprócz tarcia cząstek proszku o ścianki matrycy dużą rolę odgrywa także tarcie wewnętrzne. Współczynnik tarcia wewnętrznego jest zwykle większy od współczynnika tarcia proszku o ścianki matrycy i nie zależy w zasadzie od ciśnienia prasowania. Na straty ciśnienia spowodowane siłami tarcia wewnętrznego bardzo duży wpływ ma kształt i wielkość cząstek proszku. Bardzo ważnym, ze względów praktycznych, następstwem tarcia wewnętrznego jest utrudnione przemieszczanie się cząstek proszku w kierunku prostopadłym do działania nacisku podczas prasowania. Może to doprowadzić do zmniejszenia gęstości w niektórych częściach wypraski. Straty ciśnienia na pokonanie sił tarcia można zmniejszyć w znacznym stopniu (do 40%) po wprowadzeniu środków poślizgowych.

LITERATURA

- [1] ALDER J.F., PHILLIPS K.A., *The effect of strain-rate and temperature on the resistance of aluminium, copper and steel to compression*, J. Inst. Metals, 1954, 83, 80.
- [2] ALTAN T., MILLER R.A., *Design for forming and other near net shape manufacturing processes*. Annal of the CIRP, 1990, 39/2, 609.
- [3] APOSTOL M. et al., *The system for sheet metal forming design*, Raport ITMiA PWr serii SPR, 2000, nr 20/00, 1–285.
- [4] ARRIEUX R. et al., *The system for sheet metal forming design*, Raport ITMiA PWr serii SPR, 1998, nr 14/98, 1–186.
- [5] ARRIEUX R. et al., *The system for sheet metal forming design*, Raport ITMiA PWr serii SPR, 1999, nr 26/99, 1–210.
- [6] ARRIEUX R., BEDRIN C., BOIVIN M., *Determination of an intrinsic forming limit stress diagram for isotropic metal sheets*, 12th Biennual Congress Int. Deep Drawing Research Group, S. Marherita Ligure, 1982, 61.
- [7] Powder Metal Technologies and Application, 1998, 7, 950.
- [8] ATKINSON M., *Accurate determination of biaxial stress-strain relationships from hydraulic bulging tests of sheet metals*, Int. J. Mech. Sci., 1997, 39, 761.
- [9] BANABIC D., BALAN F., COMSA D.S., MÜLLER W., PÖHLANDT K., *Experimental validation of a new anisotropic criterion*, Proc. of Int. ESAFORM Conf. Material Forming, Stuttgart, 2000, VI-39.
- [10] BANABIC D., COMSA D.S., *Anisotropic behaviour of AA3003-0 aluminium alloy*, Proc. of 4th Int. ESAFORM Conf. on Metal Forming, Liège, Belgium 2001, 1, 297.
- [11] BARATA da ROCHA A., JALINIER J.M., *Development of strain gradient in sheet metal forming processes*, Proc. of Int. Symp. on Plastic Inst., Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Paris 1985, 35.
- [12] BARATA da ROCHA, BARLAT E., JALINIER J.M., *Prediction of the forming limit diagrams of anisotropic sheet in linear and nonlinear loading*, Mater. Sci. Eng., 1985, 68, 151.
- [13] BARLAT F., CHUNG K., RICHMOND O., *Anisotropic plastic potentials for polycrystals and application to the design of optimum blank shapes in sheet metal-lurgical materials*, Trans. A-Physical Metallurgy and Mater. Science, 1994, 225, 1209.
- [14] BARLAT F., LEGE D., BREM J., *A six component yield function for anisotropic materials*, Int. J. of Plasticity, 1991, 7, 693.

- [15] BARLAT F., LIAN J., *Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. Yield function for orthotropic sheet under plane-stress conditions*, Int. J. of Plasticity, 1989, 5, 51.
- [16] BARLAT F., LIU J., WEILAND H., *Precipitate-induced anisotropy modelling in binary Al-Cu alloys*, Mater. Science Forum, 1996, 217/222, 635.
- [17] BARLAT F., RICHMOND O., *Prediction of tricomponent plane-stress yield surfaces and associated flow and failure behaviour of strongly textured FCC polycrystalline sheet*, Mater. Science and Eng., 1987, 95, 15.
- [18] BARRACLOUGH D.R., SELLARS C.M., *Static recrystallization and restoration after hot deformation of type 304 stainless steel*, Metals Science, 1979, 13, 257.
- [19] BARRACLOUGH D.R., WHITTAKER H.J., NAIR K.D., SELLARS C.M., *Effect of specimen geometry on hot torsion test results for solid and tubular specimens*, J. Test. Eval., 1973, 1, 220.
- [20] BASIŃSKI Z.S., JACKSON P.J., *Instability of the work hardened state II, Slip in „alien” dislocation distribution*, Phys. Status Solidi, 1965, 10, 45.
- [21] BASSANI J.L., *Yield characterization of metals with transversely isotropic plastic properties*, Int. J. of Mechanical Sciences, 1977, 19, 651.
- [22] BELL J.F., KHAN A.S., *Finite plastic strain in annealed copper during non-proportional loading*, Int. J. Solids Structures, 1980, 16, 683.
- [23] BERNSTEJN M.L., ZAJMOWSKIJ W.A., *Struktura i własności mechaniczne metali*, WNT, Warszawa 1973.
- [24] BLICHARSKI M., *Wstęp do inżynierii materiałowej*, WNT, Warszawa 2001.
- [25] BŁAŻ L., *Dynamiczne procesy strukturalne w metalach i stopach*, Monografia, AGH Uczelniane Wydawnictwo Naukowo-Dydaktyczne, Kraków 1998.
- [26] BOCHNIAK W., KORBEL A., *The effect of change of the deformation path at high temperature in polycrystalline metals*, Strength of Metals, 1994, 579, Oikawa et al.
- [27] BOER C.R., REBELO N., RYDSTAD H., SCHRODER G., *Process modelling of metal forming and thermomechanical treatment*, Springer Verlag, 1985.
- [28] BROVMAN M.J., GALKIN A.M., *Teoria i technologia deformacji metali*, M. Metalurgija, 1982, nr 145, 83.
- [29] BROZZO P., DE LUCA B., RENDINA R., *A new method for the prediction of the formability limits of metal sheets*, 7th Biennial Congr. of the IDDRG, Amsterdam 1972.
- [30] CARLEER B.D., MEINDERS T., HUETINK H., *Equivalent drawdead model in finite element simulations*, Proc. 3th Int. Conf. NUMISHEET '96, Dearborn, Michigan 1996, 25.
- [31] CARPENTER H.C.H., ROBERTSON J.M., *The Metallography of Some Ancient Egyptian Implements*, J. Iron and Steel Inst., 1930, 121, 417.
- [32] CHEN F.K., LIU J.H., *Analysis of equivalent drawdead model for the finite element simulation of a stamping process*, Int. J. Mech. Tools Manufact., 1997, 37, 409.
- [33] CIAŚ A., FRYDRYCH H., PIECZONKA T., *Zarys metalurgii proszków*, Wydawnictwa Szkolne i Pedagogiczne, Warszawa 1992.
- [34] DJAIC R.A.P., JONAS J.J., *Recrystallization of high carbon steel between intervals of high temperature deformation*, Metallurgical Trans., 1973, 4, 621.
- [35] DOBRZAŃSKI L., *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*, WNT, Warszawa 1996, 576.

- [36] DUDZIŃSKI D., MOLINARI A., *Perturbation analysis of thermoviscoplastic instabilities in biaxial loading*, Int. J. Solids Structures, 1991, 27, 601.
- [37] DUSZCZYK J., *Plasticity theory for working of porous metals*, J. Mater. Shaping Technol, 1991, 9, 103.
- [38] FUNKE P., PREISER H., *Plotting flow curves from hot torsion tests*, Archiv für Eisenhüttenwesen, 1973, 44, 363.
- [39] GABRYSZEWSKI Z., GRONOSTAJSKI J., *Mechanika procesów obróbki plastycznej*, PWN, Warszawa 1991.
- [40] GARAFALO F., *An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals*, Trans. AIME, 1963, 227, 351.
- [41] GLOVER G., SELLARS C.M., *Recovery and recrystallization during high temperature deformation of α -iron*, Metallurg. Trans., 4, 1973, 765.
- [42] GOODWIN G.M., *Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*, Metallurgia Ital., 1968, 60, 764.
- [43] GOSH A.K., *A method for determining the coefficient of friction in punch stretching of sheet metals*, Int. J. Mech., Sci., 1977, 19, 457.
- [44] GOTOH M., *Theory of plastic anisotropy based on a yield function of fourth order*, Int. J. of Mechanical Sciences, 1977, 19, 505.
- [45] GRAEBER A., POEHLANDT K., *A new approach to the torsion test for determining flow curves*, Annals of the CIRP, 1989, 38, 223.
- [46] GRONOSTAJSKI J., *Manufacturing of Composites from Aluminium and Aluminium Alloys Chips*, Metallurgy on the Turn of the 20th Century, 2002, 313.
- [47] GRONOSTAJSKI J., DOLNY A., SOBIS T., *Formability of high strength steel and armco at different strain path*, Proc. of 12th Biennial Congress IDDRG, Associazione Italiana di Metallurgia, S. Margherita Ligure, 1982, 39.
- [48] GRONOSTAJSKI J., DOLNY A., *Determination of forming limit curves by means of Marciniak punch*, Mem. Sc. Rev. Metall., 1980, 77, 570.
- [49] GRONOSTAJSKI J., GRONOSTAJSKI Z., JAŚKIEWICZ K., MISIOŁEK N., WEILER W., *Plastometr realizujący złożone drogi odkształcania*, Obróbka Plastyczna Metali, 2001, 12, nr 4, 5.
- [50] GRONOSTAJSKI J., GRONOSTAJSKI Z., MATUSZAK A., NAKONIECZNY L., NIECHAJOWICZ A., ZIMNIAK Z., *System do projektowania procesów tłoczenia blach*, Obróbka Plastyczna Metali, 2000, 11, nr 5, 23.
- [51] GRONOSTAJSKI J., PULIT E., ZIEMBA H., *Recovery and recrystallization of Cu after hot deformation*, Metals Science, 1983, 17, 348.
- [52] GRONOSTAJSKI J., ZIMNIAK Z., *The effect of changing of heterogeneity with strain on the forming limit diagram*, J. Mater. Proc. Technol. 1992, 34, 457.
- [53] GRONOSTAJSKI J., ZIMNIAK Z., *A few methods of analytical calculation of forming-limit curves*, J. Mater. Proc. Technol., 1996, 55, 213.
- [54] GRONOSTAJSKI J., *Sheet metal forming-limit for complex strain paths*, J. Mech. Working Technology, 1984, 10, 349.
- [55] GRONOSTAJSKI J., GRONOSTAJSKI Z., JAŚKIEWICZ K., MISIOŁEK N., NIECHAJOWICZ A., WEILER W., *Badania mechaniczne stopów Cu odkształcanych w zmiennych warunkach jednoosiowego i osiowo-symetrycznego stanu odkształcania oraz zróznicowanej temperatury*, Raport ITMiA PWr serii SPR, nr 29/02.

- [56] GRONOSTAJSKI Z., HADASIK E., SCHINDLER I., *Analiza próby skręcania na gorąco metodą elementów skończonych*, materiały 9 konferencji KomPlasTech 2002, Szczawnica 2002, 103.
- [57] GRONOSTAJSKI Z., MISIOLEK Z., *Model describing flow stress by means of structural processes and internal state of materials*, Archiv of Metallurgy, 1995, 40, 399.
- [58] GRONOSTAJSKI Z., *Analiza wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania*, Rudy i Metale Nieżelazne, 1999, 44, 236.
- [59] GRONOSTAJSKI Z., *Constitutive equations applied in sheet metal forming processes*, Proc. of Int. Conf. on Advances in Materials and Processing Technologies, AMPT '97, Guimarães, Portugal 1997, 919.
- [60] GRONOSTAJSKI Z., *Model describing the characteristic values of flow stress and strain of brass M63 as a function of temperature and strain rate*, Archiv of Metallurgy, 41, 1996, 487.
- [61] GRONOSTAJSKI Z., MYDLARCZYK W., *Application of sintering criterion in production of Al-base composites*, Archiv of Metallurgy, 48, 2003, 75–85.
- [62] GRONOSTAJSKI Z., *Model opisujący zachowanie się materiałów przy statycznych i dynamicznych zmianach prędkości odkształcania*, materiały II konferencji naukowej: „Komputerowe wspomaganie prac inżynierskich”, Szklarska Poręba, 1995, 169.
- [63] GRONOSTAJSKI Z., *Modele konstytutywne opisujące zachowanie się wybranych stopów miedzi w zakresie dużych odkształceń plastycznych*, Prace Naukowe ITMiA PWr nr 75, seria Monografie, nr 23, Wrocław 2000.
- [64] GRONOSTAJSKI Z., *Modelowanie charakterystycznych poziomów naprężenia uplastyczniającego brązów krzemowych przy pomocy EBU*, materiały międzynarodowej konferencji: „Rozwój metod i zastosowań badań plastometrycznych”, Plast '94, Wisła, 1994, 143.
- [65] GRONOSTAJSKI Z., *Selected models describing flow stress in conditions of plastic working processes*, Proc. of 14th Int. Sc. Conf. Advanced Materials and Technologies, Zakopane 1995, 141.
- [66] GRONOSTAJSKI Z., *Zastosowanie wykresów naprężeń granicznych do analizy procesów tłoczenia blach*, materiały międzynarodowej konferencji Forming 2000, Ustron 2000, 89.
- [67] GRONOSTAJSKI Z., *Znaczenie równań konstytutywnych w budowie wykresów naprężeń granicznych*, Obróbka Plastyczna Metali, 2000, 11, nr 4, 29.
- [68] GROSMAN F., *Niejednorodność odkształcania na długości skręcanej próbki*, Obróbka Plastyczna Metali, 15, 1976, 203–206.
- [69] GROSMAN F., HADASIK E., SOBAŃSKI A., *Rozwój metodyki i zastosowań plastometrycznej próby skręcania*, Inżynieria Materiałowa, 1985, 1, 20.
- [70] GROSMAN F., HADASIK E., *Technological plasticity of materials-plastometric tests*, Metallurgy on the Turn of the 20th Century, 2002, 219.
- [71] GROSMAN F., HADASIK E., *Problems of application of the technological plasticity description of metals in computer programmes for analysis and design of mechanical working processes*, Archv. of Metall. 1994, 39, 263.
- [72] GROSMAN F., *Problemy doboru funkcji naprężenia uplastyczniającego do programów komputerowej symulacji procesów przeróbki plastycznej*, materiały międzynarodowej konferencji PLAST '96, Ustron 1996, 11.

- [73] GROSMA F., PAWLICKI J., *Koncepcje zastosowania kontrolowanego odkształcania materiałów w procesach technologicznych*, Polska metalurgia w latach 1998–2002, Komitet Metalurgii PAN, Kraków, 2002, 415.
- [74] HAAR R., CALLER B.D., SCHIPPER D.J., HUEINK J., VEGTER H., BROEKHOF N.L.J.M., *Special friction tester for measurements under sheet metal forming contact conditions*, Proc. 4th Int. Conf. Sheet Metal, University of Twente, The Netherlands, 1996, 357.
- [75] HADASIK E., PLACHTA A., GRONOSTAJSKI Z., SCHINDLER I., *Analiza sposobów wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania na gorąco*, Forming 2001, Stara Leśna, 2001, 77.
- [76] HADDAD A., *Contribution à la détermination des courbes limites de formage en contraintes et en déformations à partir de la théorie 3G*, PhD Thesis, Université de Savoie, 1997.
- [77] HAJDUK M., KONVICNY J., *Tvaritelnost oceli za tepla*, Vsetin, 1978, 98.
- [78] HARTLEY C.S., GARDE A., CHUNG H.M., KASSNER T.F., *Microstructure-based constitutive relation for dilute alloys of α -zirconium*, Zirconium in the nuclear industry, ASM STP, 1979, 681, 342.
- [79] HILL R., *A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals*, J. Mech. Sci., 1993, 35, 19.
- [80] HILL R., *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford University Press, London 1950.
- [81] HILL R., *Theoretical plasticity of textured aggregates*, Math. Proc. of the Cambridge Philosophical Soc., 1979, 85, 179.
- [82] HOLLOMON J.H., *Tensile deformation*, Trans., AIME, 1945, 162, 268.
- [83] HOSFORD W.F., *A generalized isotropic yield criterion*, J. of Appl. Mechanics, 1972, 39, 607.
- [84] HUBER M.T., *Kryteria wytrzymałościowe w stereomechanice technicznej*, Instytut Wydawniczy SIMP, Warszawa 1948.
- [85] HUMERT K., DIRKES H., ARNHOLD V., *Rapid sectional density measurement of green PM compacts*, Proc. of the Int. Powder Metallurgy Conf. and Exhibition "The Future of Powder Metallurgy, P/M '86", Düsseldorf 1986, 735.
- [86] HUTCHINSON J.W., NEALE K.W., *Wrinkling of curved thin sheet metal*, Proc. of Int. Symp. on Plastic Instability, Paris 1985, 71.
- [87] ISACENKOV E.J., *Štampovka rezinoy i židkostju*, Mašinostroenie, Moskva 1967.
- [88] JOHNSON W., MELLOR P.B., *Engineering plasticity*, Van Nostrand Reinhold Company, London 1973.
- [89] JONAS J.J., SELLARS C.M., McTEGART W.J., *Strength and structure under hot working conditions*, Met. Rev., 1969, 14, 130.
- [90] JONAS J.J., *Modelling the length changes that take place during torsion testing*, Int. J. Mech. Sci., 1993, 35, 1065.
- [91] JONAS W.D., *Fundamental Principles of Powder Metallurgy*, London 1960, 593.
- [92] KARAFALLIS A.P., BOYCE M.C., *A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor*, J. of Mechanics and Physics of Solids, 1993, 41, 1859.
- [93] KARHAUSEN K., KOPP R., *Model for integrated process and microstructure simulation in hot forming*, Steel Research, 1992, 63, 247.

- [94] KEELER S.P., *Determination of forming limits in automotive stamping*, Sheet Metal Ind., 1965, 42, 683.
- [95] KLIBER J., SCHINDLER I., KUBIŃSKI W., KUŹMIŃSKI Z., *Bestimmung des Grenzumformgrades mit dem Torsionversuch*, Steel Research, 1989, 60, 503.
- [96] KNIBLOE J.R., WAGONER R.H., *Experimental investigation and finite element modeling of hemispherically stretched steel sheet*, Metal Trans. 1989, 20A, 1509.
- [97] KOCANDA A., *Niskocykliczne zmęczenie stali SW7M o wysokiej twardości*, Arch. Hut., 1979, 24, 489.
- [98] KOCANDA S., KOCANDA A., *Niskocyklowa wytrzymałość zmęczeniowa metali*, PWN, Warszawa 1989.
- [99] KOIFER W.T., *General theory of shell stability thin shell theory new trends and applications curves*, Lecture No. 240, Springer Verlag, 1980, 65.
- [100] KOPP R., *Some current development trends in metal-forming technology*, J. Mater. Proc. Technol., 1996, 60, 1.
- [101] KORBEL A., BOCHNIAK W., *Structured based design of metal forming operations*, J. Mater. Proc. Technol., 1995, 53, 229.
- [102] KORBEL A., *Structural and mechanical aspects of homogeneous and non-homogeneous deformation in solids*, in: Localization and Fracture Phenomena in Inelastic Solids, ed. P. Perzyna, Springer, Wien 1998, 21.
- [103] KORBEL A., BOCHNIAK W., *Method of plastic forming of materials*, US Patent No. 5, 737.959, 1998.
- [104] KRAWCZYK T., *Metody wyznaczania i analiza parametrów występujących w warunkach plastyczności Hilla*, praca doktorska, Politechnika Warszawska, Warszawa 1982.
- [105] KRUPKOWSKI A., Ann. Acad. Pol. Sci. Techn., 1946, 7, 113.
- [106] KUCZYŃSKI C.G., *Self-diffusion in sintering of metallic particles*, J. Metals, 1949, 1, 169.
- [107] LAHOTI G.D., ALTAN T., *Prediction of temperature distributions in axisymmetric compression and torsion*, J. Eng. Mater. Technol., April, 1975, 113.
- [108] LUDWIK P., *Elemente der technologischen Mechanik*, Springer, Berlin 1909, 32.
- [109] LUTON M.J., SELLARS C.M., *Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation*, Acta Metall., 1969, 17, 1033.
- [110] LUTON M.J., *Hot torsion testing*, in: Workability Testing Techniques, 1993, 95.
- [111] MARCINIAK Z., KOŁODZIEJSKI J., *Metody oceny tłoczności blach*, Biuletyn Inst. Obróbki Plastycznej, 1974, t. X, zesz. specj.
- [112] MARCINIAK Z., KUCZYŃSKI K., *Limit strain in the process of stretch forming sheet*, J. Mechanical Sciences, 1967, 9, 609.
- [113] MARCINIAK Z., *Odkształcenia graniczne blach*, WNT, 1971
- [114] MATUSZAK A., *Evaluation of frictional properties of lacquer coated sheet*, 4th Int. Trib. Symp. INSYCONT '95, Tribologia 1994, 25, 537.
- [115] MATUSZAK A., *Zagadnienia określania tarcia w procesach kształtowania plastycznego metali*, materiały konferencyjne sesji naukowej Kom. Techn. Bud. Masz. PAN O/Poznań, 1981, 2, 141.
- [116] McQUEEN H.J., BERGERSON S., *Dynamic recrystallization of copper during hot torsion*, Met. Sci. J., 1972, 6, 25.
- [117] MILLER A.K., *Constitutive equations*, Elsevier, Amsterdam 1985.

- [118] MISSOL W., *Spiekanie części maszyn*, Śląsk, Katowice 1978.
- [119] MONFORD G., DEFOURNY J., *The 3G plasticity model*, Report C.M.R., Liege 1994.
- [120] MORRISON W.B., *Recrystallization of a low-carbon steel in austenite range*, J. of Iron and Steel Inst., 1972, 618.
- [121] MORROW J.D.W., *Internal friction, damping and cyclic plasticity, Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals*, ASMT STP-378, Philadelphia, 1965, 45.
- [122] NADAI A., *Theory of flow and fracture*, McGraw-Hill, New York, 1950.
- [123] NAKAZIMA K., KIKUMA T., HASUKA K., *Study on the formability of steel sheets*, Ywata Tech. Rep. 1971, No. 284, 678.
- [124] NIECHAJOWICZ A., TOBOTA A., NAKONIECZNY L., *Badania plastometryczne stali LH15*, Mechanik, 1988, nr 12, 577.
- [125] NIECHAJOWICZ A., *Faldowanie blach w procesach tłoczenia*, materiały międzynarodowej konferencji Plastyczność materiałów, Forming 2000, Ustroń, 2000, 83.
- [126] NIECHAJOWICZ A., *Rola komputerów w pracach inżynierskich*, II międzynarodowe seminarium: „Zagadnienia transferu nowoczesnych technologii obróbki plastycznej”, Wrocław 1996, 35.
- [127] NOWACKI J., *Spieki metali w budowie maszyn*, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź, 1997, 134.
- [128] OLSEN T.Y., *Machines for ductility testing*, Proc. Amer. Soc. Mater., 1920, 20, 398.
- [129] PECHERSKI R.B., *Opis deformacji plastycznej metali z efektami mikropasm ścinania*, monografia, IPPT, Warszawa, 1998.
- [130] PEŁCZYŃSKI T., *O krzywych umocnienia*, Obróbka Plastyczna Metali, 1975, 14, 5.
- [131] PETKOVIC R.A. LUTON M.J., JONAS J.J., *Grain size and high-temperature yield strength of polycrystalline copper*, Metal Science, October, 1979, 13, 569.
- [132] PIETRZYK M., KUZIĄK R., *Application of the internal variable approach to the simulation of microstructural phenomena in hot forming of eutectoid steel*, The 4th European Conference on Advanced Materials and Processes, Padua-Venice 1995, 239.
- [133] PIETRZYK M., ROUCOULES C., HODGSON P. D., *Dislocation model for work hardening and recrystallization applied to the finite-element simulation of hot forming*, Proc. NUMIFORM '95, eds. S.F. Shen, P.R. Dawson, Ithaca 1995, 315.
- [134] PIETRZYK M., *Numerical aspect of the simulation of hot metal forming using internal variable method*, Metallurgy and Foundry Eng., 1994, 20, 429.
- [135] PIETRZYK M., *Propozycja modelu opisującego umocnienie metali w procesach plastycznej przeróbki na gorąco i uwzględniającego historię odkształcenia*, materiały międzynarodowej konferencji Plast '96, Ustroń 1996, 1.
- [136] RANTA-ESCOLA A., KOMPULAINEN H., SULONEN M., *A reliable method for measuring the friction coefficient in metal forming*, Proc. 112th Bien.Con. IDDRG, Santa Margherita, Ligure, 1982.
- [137] REISSNER J., SCHMID W., *The importance of materials data in the simulation of sheet forming process*, Proc. 14th IDDRG, 1986, 329.
- [138] RICHERT J., GĄSIORCZYK J., *Metodyka optymalizacji warunków rozwoju struktury w wysokotemperaturowych procesach obróbki plastycznej*, Obróbka Plastyczna Metali, nr 5, 1997, 29.
- [139] RUTKOWSKI, W., *Metallurgia proszków w nowoczesnej technice*, Wyd. Śląsk, Katowice 1963.

- [140] RUTKOWSKI, W., *Projektowanie i właściwości wyrobów spiekanych z proszków i włókien*, PWN, 1977.
- [141] SAKAI T., JONAS J.J., *Dynamic recrystallization, Mechanical and microstructural considerations*, Acta Metall., 1984, 32, 189.
- [142] SAKAI T., OHASHI M., CHIBA K., JONAS J.J., *Recovery and recrystallization of polycrystalline nickel after hot working*, Acta Metall., 36, 1988, 1781.
- [143] SANDSTROM R., LANGEBOG R., *A model for hot working occurring by recrystallization*, Acta Met., 23, 1975, 387.
- [144] SELLARS C.M., WHITEMAN J.A., *Recrystallization and grain growth in hot rolling*, Metal Sci., 1979, 13, 187.
- [145] SELLARS C.M., *The physical metallurgy of hot working*, Proc. Int. Conf. Hot Working and Forming Processes, eds. C.M. Sellars, G.J. Davies, The Metal Society, London, 1980, 3.
- [146] SELLARS C.M., *Rekrystalizacja dynamiczna*, Zeszyty Naukowe AHG, Metalurgia i Odlewnictwo, z. 3, 1979, 377.
- [147] SEMIATIN S.L., LAHOTI G.D., *Deformation and unstable flow in hot torsion of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si*, Met. Trans., 1981, 12A, 1719.
- [148] SHEPARD W.M., *Plastic stress-strain relations*, Proc. of Inst. Mech. Engrs., 11948, 159, 95.
- [149] SIWECKI T., *Evolution of microstructure during recrystallization in hot rolling*, Proc. Conf. Microalloyed Vanadium Steels, eds. M. Korczyński, S. Gorczyca i M. Blicharski, Kraków-Krynica 1990, 63.
- [150] STÜWE H.P., TURCK H., *Zur Messung Flieskurven im Torsionsversuch*, Z. Metallkunde, 1964, 55, 699.
- [151] SWIFT H.W., *Length changes in metals under torsional overstrain*, Engineering, 1947, 163, 253.
- [152] SWIFT H.W., *Plastic instability under plane stress*, J. Mech. Phys. Solids, 1952, 1, 1.
- [153] TRESCA H., C. R. Acad. Science, Paris, 1864, 59, 754.
- [154] VACHER P., ARRIEUX R., TABOUROT L., *Analysis of criterion of deep drawing operation capability for thin orthotropic sheets*, J. Mater. Proc. Technol., 1998, 78, 190.
- [155] VAZAQUES L., MCQUEEN H.J., JONAS J.J., *Recovery and recrystallization of copper during stress relaxation after hot compression*, Acta Metall., 1987, 35, 1951.
- [156] VERLINDEN B., *The study of hot workability by hot torsion*, ATB Metallurgie, 1989, 29, 39.
- [157] VOCE E., *A practical strain-hardening function*, Metallurgia, 51, 1955, 219.
- [158] VOCE E., *The relationship between stress and strain for homogeneous deformation*, J. Inst. of Metals, 74, 1948, 537.
- [159] WAGONER R.H., NAKAMICHI E., GERMAIN Y., *The effect of mechanical properties of metal sheets on the formability*, Proc. of Working Group Meeting, IDDRG, Toronto 1988, 1.
- [160] WALEED J.A., *The effect of complex path on the forming limit diagram and corrosion resistance of coated steel sheets*, praca doktorska, Politechnika Wrocławska, 1988.
- [161] WANG X.J., TANG D., TANG X.A., LIU J., *Development of a new universal friction test for sheet forming*, Proc. 3th Int. Conf. Numisheet '96, Dearborn, Michigan 1996, 55.

- [162] WEIXIAN Z., *New non-quadratic orthotropic yield criterion*, Int. J. of Mechanical Sciences, 1990, 32, 513.
- [163] ZASADZIŃSKI J., GORCZYCA S., KORBEL A., ŚWIĄTKOWSKI K., *Czułość na prędkość odkształcania mosiądzów jednofazowych*, materiały VII Konferencji Metaloznawczej, Puławy 1972, 1, 38.
- [164] ZASADZIŃSKI J., *Czułość na prędkość odkształcania mosiądzów jednofazowych a badana w szerokim zakresie stopnia odkształcania*, Zeszyty Naukowe AGH nr 501, Monografia, Metalurgia i Odlewnictwo, nr 66, 1975, 1.
- [165] ZIEMBA H., *Ductility of metals under bidirectional cyclic torsion*, Proc. of the Int. Conf. on Challenges to Civil and Mechanical Engineering in 2000 and Beyond, Wrocław, 3, 1997, 607.
- [166] ZIENKIEWICZ O.C., *The finite element method*, McGraw Hill, 1977.
- [167] ZIMNIAK Z., *System for the sheet metal forming design*, Proc. of Int 7th Conf. on Sheet Metal, Erlangen 1999, 99.
- [168] ZIMNIAK Z., *The system to prediction of the onset of localised necking in deep drawing processes*, Proc. of the Int. Conf. on Advances in Mat. Ad Proc. Technol., Dublin 1999, 257.





BIBLIOTEKA GŁÓWNA

3123724/1

Przedstawione w książce zagadnienia dotyczą czterech obszarów:

- wpływu drogi odkształcania na zachowanie się materiałów podczas odkształcania, głównie pod kątem możliwości obniżenia naprężenia uplastyczniającego i zwiększenia odkształcalności materiałów;
- badań stosowanych w procesach kształtowania na gorąco, zmierzających do uzyskania informacji koniecznych do budowy modeli konstytutywnych, stosowanych w obliczeniach numerycznych, opisujących zarówno właściwości, jak i strukturę odkształcanych materiałów;
- badań procesów kształtowania blach, umożliwiających pozyskanie informacji koniecznych do analizy, projektowania i optymalizacji procesów tłoczenia;
- badań stosowanych w procesach wytwarzania wyrobów z proszków metali.

Wydawnictwa Politechniki Wrocławskiej
są do nabycia w następujących księgarniach:
„Politechnika”

Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław
bud. A-1 PWr., tel. (0-71) 320-25-34;
„Tech”

plac Grunwaldzki 13, 50-377 Wrocław
bud. D-1 PWr., tel. (0-71) 320-32-52
Prowadzimy sprzedaż wysyłkową

ISBN 83-7085-684-5