

10.5. WPLYW DYNAMICZNYCH WARUNKÓW ODKSZTAŁCANIA NA PŁYNIĘCIE PLASTYCZNE METALI

10.5.1. Prędkość odkształcenia jako parametr procesu przeróbki plastycznej

W dobie ciągle zwiększającej się konkurencji następuje intensyfikacja procesów produkcji, a jednocześnie stawiane są coraz bardziej zastrzone wymagania prowadzące do powstawania nowych materiałów o ściśle określonych własnościach mechanicznych. Intensyfikacja procesów przeróbki plastycznej, jak również poszukiwania nowych, niekonwencjonalnych sposobów kształtowania objętościowego wymuszają stosowanie bardzo dużych prędkości odkształcenia, niejednokrotnie do wielkości rzędu 5000s^{-1} . Aby w pełni kontrolować proces odkształcania plastycznego w warunkach obciążeń dynamicznych należy przeprowadzić analizę wpływu prędkości odkształcenia na mechanikę plastycznego płynięcia (napężenie uplastyczniające, niejednorodność odkształcenia itd.).

Prędkość odkształcenia jest tym parametrem procesu przeróbki plastycznej, który może zmieniać się w bardzo szerokim zakresie, podczas gdy pozostałe parametry są stałe lub pomijalnie małe. Badania materiałów mogą być prowadzone w szerokim zakresie prędkości odkształcenia. Można tutaj zastosować następującą klasyfikację [10, 19]:

Zakres I: $\dot{\epsilon} < 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Zakres ten odpowiada procesowi pełzania materiałów. Zazwyczaj doświadczenia przeprowadza się przy stałym napężeniu, wyznaczając krzywą pełzania.

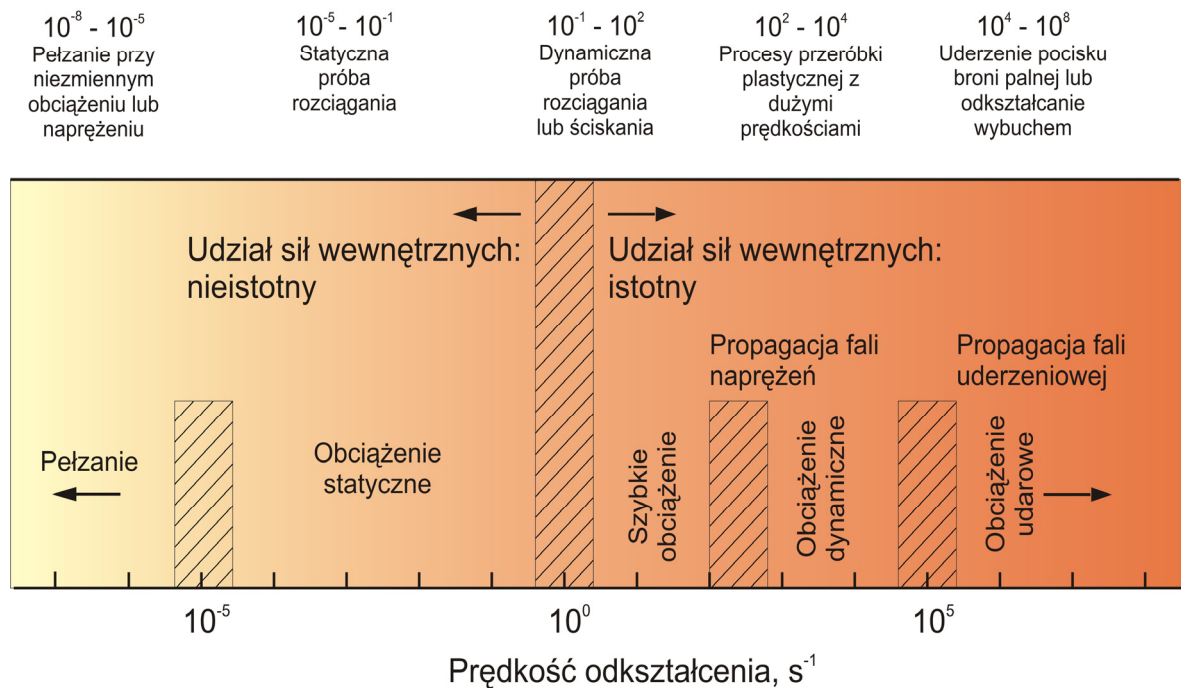
Zakres II: $10^{-4} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Jest to zakres normalnych prób statycznych przeprowadzanych na standardowych maszynach wytrzymałościowych, pozwalających na utrzymanie stałej prędkości odkształcenia.

Zakres III: $10^{-2} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2 \text{ s}^{-1}$. Zakres ten jest zakresem prób quasi-statycznych, dokonywanych przy pomocy takich urządzeń jak: uniwersalne szybkie maszyny hydrauliczne, maszyny pneumatyczne, młoty spadowe, rotacyjne i wahadłowe (młoty Charpy'ego), i inne.

Zakres IV: $10^2 \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^4 \text{ s}^{-1}$. Jest to zakres prób przy zastosowaniu dużych prędkości odkształcenia. Badania doświadczalne przeprowadza się na ściskanie lub skręcanie próbek, jak również na rozciąganie, jednak przy ograniczonych prędkościach początkowych uchwytów próbki. Ze względu na szybkozmienne procesy odkształcania stosuje się urządzenia oparte na teorii propagacji fal sprężystych.

Zakres V: $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ s}^{-1}$. Zakres ten jest nazywany zakresem bardzo dużych prędkości odkształcenia. Prędkości takie uzyskuje się poprzez generację fal płaskich w jednoosiowym stanie odkształcenia.

Na rysunku 10.38 i w tabeli 10.5 zamieszczono najczęściej występujące prędkości odkształcenia oraz odpowiadające im procesy.



Rys. 10.38. Definicje oraz charakterystyka procesów, w których prędkość odkształcenia posiada istotne znaczenie [23].

Tabela 10.5. Klasyfikacja badań w zależności od stosowanego zakresu prędkości odkształcenia [11].

Prędkość odkształcenia, s^{-1}	Rodzaj badań	Aparatura, towarzyszące zjawiska
10^7	Udarowe z maksymalnymi prędkościami	Testy wybuchowe, pulsacje laserowe Udział sił masowych, zjawiska falowego rozprzestrzeniania naprężeń
10^6		
10^5	Udarowe	Metoda Hopkinson'a Falowe rozprzestrzenianie naprężeń
10^4		
10^3	Dynamiczne	Maszyny wytrzymałościowe hydrauliczne lub śrubowe
10^2		
10		
1		
0.1	Quasi-statyczne	Typowe badania prowadzone na maszynach wytrzymałościowych Duża jednorodność odkształceń
0.02		
10^{-3}		
10^{-4}		
10^{-5}	Pełzanie i relaksacja	Specjalne maszyny wytrzymałościowe
10^{-6}		
$\leq 10^{-7}$	Relaksacja	Procesy aktywowane cieplnie

W tabeli 10.6 zamieszczono wartości prędkości odkształcania charakterystyczne dla różnych badań plastometrycznych i procesów odkształcania [4]. Należy zaznaczyć, że prędkości odkształcania uzyskiwane w procesach odkształcania na większości urządzeń wykorzystywanych do badań plastometrycznych lub przeróbki plastycznej są znacznie większe niż wynikałoby to z prędkości przesuwu trawersy lub narzędzia. Jakkolwiek, nie są one wystarczająco duże, aby wystąpiły efekty tzw. „fali naprężeń”, istotne z punktu widzenia zachowania się materiału. Zaobserwowano również, że w rzeczywistych procesach przeróbki plastycznej możliwe jest występowanie bardzo dużych lokalnych prędkości odkształcania. Dla przykładu ciągnięcie cienkiego drutu z prędkością rzędu 37 m/s wywołuje prędkość odkształcania nawet powyżej 10^5s^{-1} , natomiast podczas walcowania cienkiej blachy osiągana jest średnia prędkość odkształcania rzędu $2 \times 10^3 \text{s}^{-1}$. W tych przypadkach tak duże prędkości odkształcania są efektem koncentracji odkształceń w strefie odkształcania, a nie tylko bardzo dużych prędkości ciągnięcia czy walcowania.

Tabela 10.6. Procesy odkształcania realizowane z bardzo dużymi prędkościami [4].

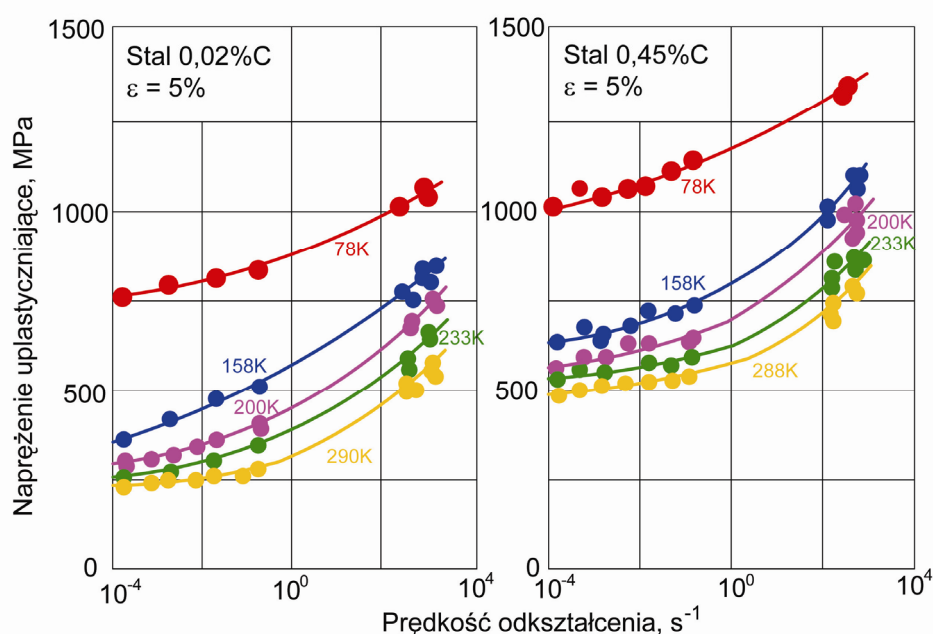
Operacja	Prędkość narzędzia, m/s
Próba rozciągania	$6.1 \times 10^{-7} \div 6 \times 10^{-2}$
Wyciskanie na prasie hydraulicznej	$0.003 \div 3$
Odształcanie na prasie mechanicznej	$0.1 \div 1.5$
Test uderzeniowy Charpy’ego	$3 \div 6$
Kucie na młocie	$3 \div 9$
Formowanie wybuchowe	$30 \div 120$

10.5.2. Istota odkształcania z dużymi prędkościami

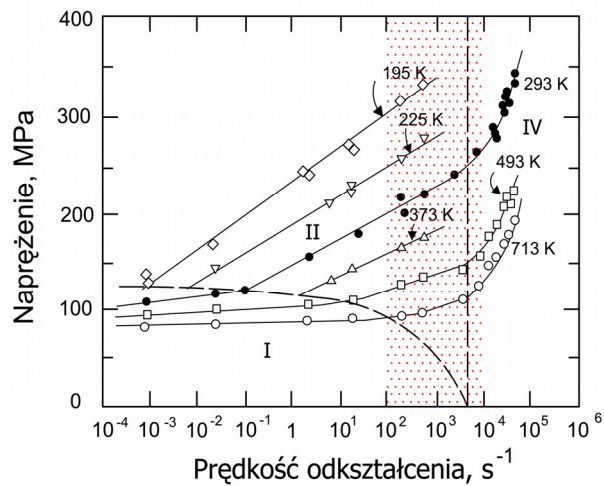
Istnieją fundamentalne różnice pomiędzy odkształcaniem quasi-statycznym a dynamicznym [15, 17]. Przy odkształcaniu quasi-statycznym mamy w każdym czasie stan równowagi statycznej tj. suma sił działających na każdy element ciała jest bliska zeru. Gdy obciążenie przyłożone jest z zewnątrz z bardzo dużą prędkością, jedna część ciała jest pod działaniem siły, podczas gdy inna część nie doświadczyła jeszcze tego oddziaływania. Innymi słowy, naprężenie musi przemieszczać się przez ciało. Naprężenie (i połączone z nim odkształcenie) przemieszcza się w ciałach z określonymi prędkościami jako fala. Tak więc, odkształcanie dynamiczne często dotyczy rozchodzenia się fali, podczas gdy odkształcanie quasi-statyczne może być rozpatrywane jako sekwencja stanów równowagi, które mogą być opisane przez dobrze znane równania mechaniki materiałów. Dla mniejszych prędkości odkształcania siły bezwładności są zaniedbywane. Przy większych prędkościach odkształcania wzrasta znaczenie sił bezwładności z powodu efektów rozprzestrzeniania się fali.

Podczas odkształcania plastycznego generowane jest ciepło (rozdział 10.5.3). Jeśli odkształcanie zachodzi z małą prędkością, tak jak odkształcanie w warunkach quasi-statycznych, większość generowanego ciepła jest przewodzona i/lub ulega konwekcji (rozprowadzeniu) z obszarów odkształcanych z małą prędkością, a ciało pozostaje w warunkach izotermicznych [13]. Kiedy odkształcenie zachodzi gwałtownie, proces jest w gruncie rzeczy adiabatyczny, ponieważ nie ma wystarczającej ilości czasu na rozrowadzenie wytworzonego ciepła. Dla średnich prędkości odkształcenia należy rozpatrywać zarówno fakt generowania ciepła, jak i jego dyssypację.

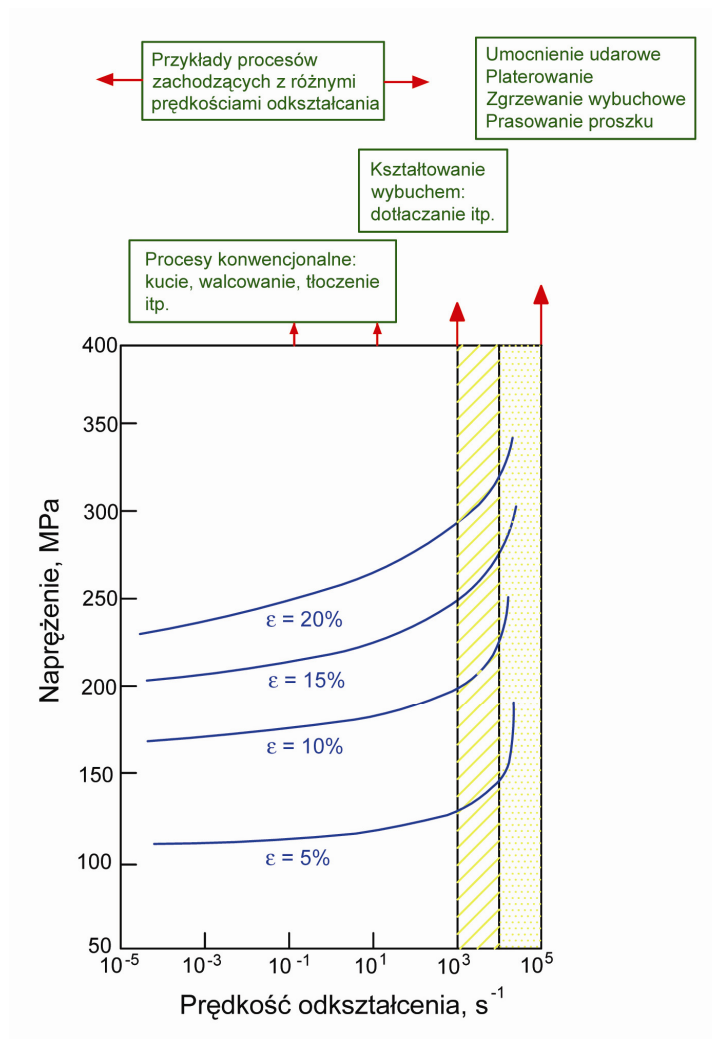
W przypadku odkształcania z dużymi prędkościami obserwuje się stopniowy wzrost naprężenia uplastyczniającego, który znany jest pod pojęciem czułości na prędkość odkształcenia [4, 11, 26] (rozdział 10.5.4). Dla małych prędkości odkształcenia zauważa się liniową zależność naprężenia uplastyczniającego od prędkości odkształcenia. W przypadku większych prędkości następuje gwałtowny wzrost naprężenia wraz ze wzrostem prędkości (zależność przestaje mieć charakter liniowy) jak pokazano na rysunkach 10.39 – 10.41.



Rys. 10.39. Zależność naprężenia uplastyczniającego od prędkości i temperatury odkształcania dla stali o różnej zawartości węgla [24].

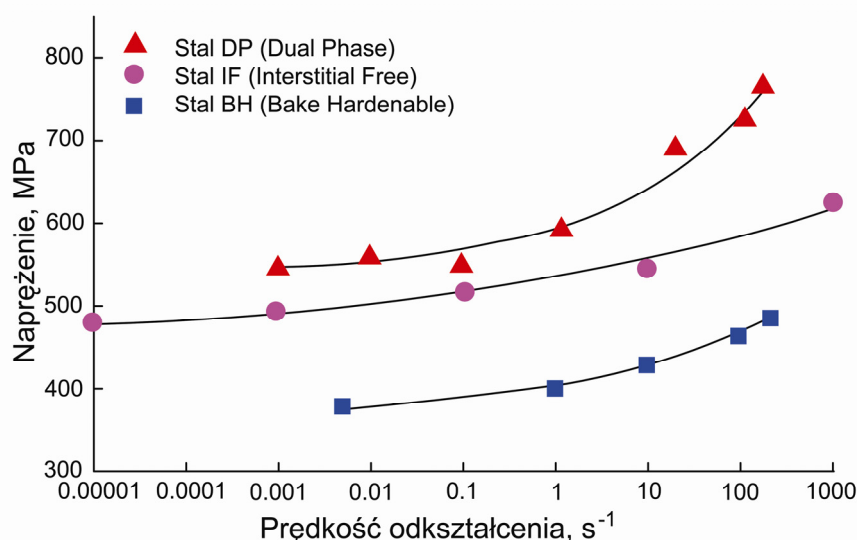


Rys. 10.40. Wpływ prędkości odkształcenia i temperatury na granicę plastyczności stali węglowej [2].



Rys. 10.41. Zależność naprężenia od prędkości odkształcenia i wielkości odkształcenia dla miedzi [6, 22].

Na rysunku 10.42 przedstawiono wpływ prędkości odkształcenia na naprężenie dla różnych gatunków stali. Jak łatwo można zauważyć, najbardziej wrażliwa na prędkość odkształcenia jest stal dwufazowa, która wykazuje największy wzrost naprężenia przy zastosowaniu bardzo dużych prędkości odkształcenia, natomiast stal o strukturze czysto ferrytycznej (*IF*) nie wykazuje dużych zmian naprężenia w przypadku wzrostu prędkości odkształcenia.

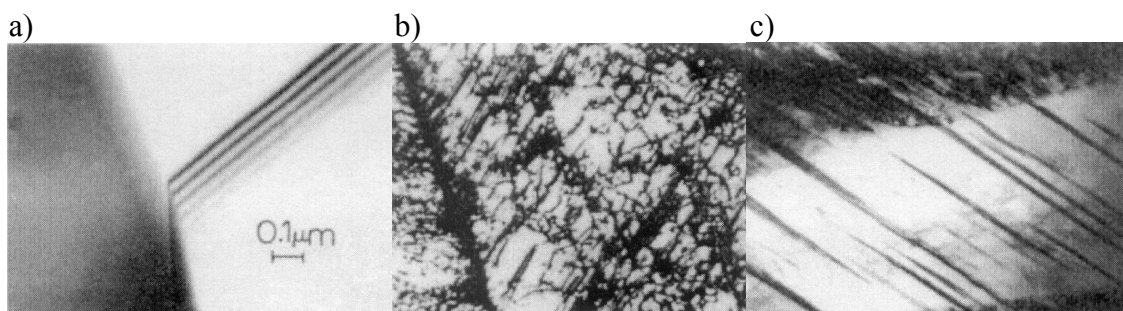


Rys. 10.42. Wpływ prędkości odkształcenia na naprężenie dla stali dwufazowej (*DP*), wolnej od atomów międzywęzłowych (*IF*) i umacnianej piecowo (*BH*) [16].

Mechanizmy odkształcenia plastycznego także zależą od prędkości odkształcenia. W warunkach obciążenia quasi-statycznego ogólnie obserwuje się poślizg poprzeczny, jak ma to miejsce dla metali o sieci *AI* (*RSC* – sieć regularna ściennie centrowana), w przeciwnym wypadku wzrasta udział bliźniaków. Są dwie przyczyny takiego zachowania: albo wzrasta udział granic bliźniaczych, albo wzrasta liczba bliźniaków przypadających na dane ziarno [3].

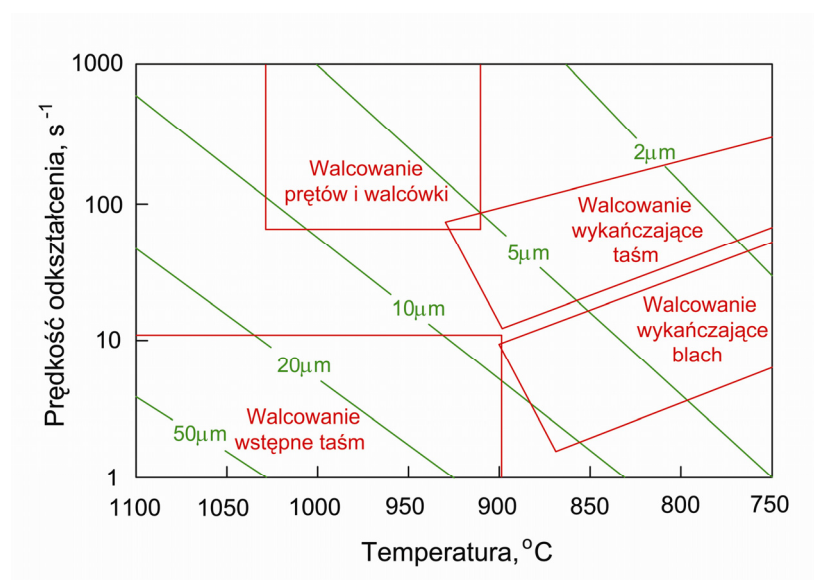
Dodatkowo należy wspomnieć, że parametry procesu (wielkość odkształcenia, prędkość odkształcenia i temperatura) wpływają na układ dyslokacji występujących w materiale. Struktura dyslokacyjna jest bardziej jednorodna po odkształceniu w warunkach dynamicznego obciążenia, aniżeli po odkształceniu w warunkach małych prędkości. Rozkład dyslokacji jest bardziej przypadkowy, równomierny w materiale odkształconym dynamicznie, zaś w materiale odkształconym w warunkach quasi-statycznego obciążenia heterogeniczny rozkład dyslokacji wykazuje tendencje do tworzenia struktury komórkowej, obserwuje się podstrukturę [3]. Należy pamiętać, że odkształcanie prowadzone z bardzo dużymi prędkościami odkształcenia wiąże się z bardzo gwałtowną kumulacją energii na powierzchni materiału.

Na rysunku 10.43 przedstawiono zmiany mikrostruktury w zależności od zastosowanej wielkości i prędkości odkształcenia, natomiast na rysunku 10.44 – przewidywaną wielkość ziarna austenitu po zastosowaniu różnych procesów walcowania.



Rys. 10.43. Porównanie rozwoju mikrostruktury stali nierdzewnej [22].

- a) próbka nieodkształcona
- b) $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, $\epsilon = 12\%$
- c) $\dot{\epsilon} = 10^3 s^{-1}$, $\epsilon = 12\%$



Rys. 10.44. Przewidywane rozdrobnienie ziarna austenitu dla różnych warunków przeróbki termomechanicznej i po różnych procesach walcowania [8].

Zastosowanie dużych prędkości odkształcenia powoduje wzrost liczby miejsc zarodkowania ferrytu [14]. Proces ten jest jednak kontrolowany przez wielkość odkształcenia zmagazynowanego przed przemianą. Dla danej temperatury odkształcenia końcowego stale z mikrododatkami stopowymi wykazują wyższą od stali węglowo-manganowych czułość na prędkość odkształcenia. Wzrost prędkości odkształcenia osłabia efekty zdrowienia zachodzące podczas oraz po odkształceniu. Tym samym zwiększa się siła napędowa przemiany fazowej. Z drugiej strony stosunek prędkości zarodkowania do prędkości wzrostu, powiększa się w miarę spadku prędkości odkształcenia. Prowadzi to nie tylko do rozdrobnienia struktury ferrytycznej, lecz również do wzrostu jej niejednorodności.

Dodatkową cechą charakterystyczną jest wyraźny wzrost własności wytrzymałościowych w warunkach obciążenia dynamicznego w porównaniu z quasi-statycznym.

10.5.3. Przyrost temperatury w czasie odkształcania z dużymi prędkościami

Osobnym problemem podczas procesu odkształcania jest wzrost temperatury indukowanej bardzo dużymi prędkościami odkształcania. Odkształcanie z dużymi prędkościami prowadzi do zmiany warunków z izotermicznych na adiabatyczne, a energia cieplna związana z pracą odkształcania plastycznego widoczna jest we wzroście temperatury odkształcanego ciała. Odkształcenie plastyczne generuje pracę, która jest zamieniana na ciepło. Wynikający z tego wzrost temperatury może wywołać zmianę własności materiału, np. „cieplne mięknięcie”. Równanie przewodzenia ciepła, które wiąże stan mechaniczny (odkształcenia i naprężenia) z temperaturą ma postać [12]:

$$\alpha \rho c_p \nabla^2 T - \rho c_p \dot{T} = -\beta \sigma \dot{\epsilon}_p + \frac{k E T_0 t_r (\dot{\epsilon}_e)}{1 - 2\nu} \quad (10.44)$$

gdzie: α – współczynnik przewodzenia ciepła

ρ – gęstość

c_p – ciepło właściwe

β – szybkość zmiany energii odkształcania na energię cieplną

σ – intensywność naprężenia

$\dot{\epsilon}_p$ – prędkość odkształcania plastycznego

k – współczynnik wydzielania ciepła

E – moduł Younga

T_0 – temperatura początkowa lub otoczenia

$\dot{\epsilon}_e$ – prędkość odkształcania sprężystego

ν – współczynnik Poissona

Pierwszy składnik po prawej stronie równania (10.44) przedstawia wzrost temperatury z powodu nieodwracalnego odkształcania plastycznego, drugi – nagrzewanie z powodu odwracalnego efektu cieplno – sprężystego. Jeśli pominiemy sprężystość i fakt, że przeważają warunki adiabatyczne, wówczas równanie ciepła przyjmuje bardziej prostą postać. Szybkość przekształcania pracy odkształcania plastycznego na ciepło można przedstawić za pomocą następującej zależności:

$$\beta = \frac{\rho c_p \dot{T}}{\sigma \dot{\epsilon}_p} \quad (10.45)$$

Ogólnie można przyjąć, że w literaturze występują dwa podstawowe modele [15, 27] dla opisu przyrostu temperatury w efekcie ciepła odkształcania. Pierwszy z nich, który był przedmiotem wielu opracowań [9, 18, 21], zakłada, że współczynnik β przelicza jednostkowe zużycie pracy na jednostkowe zużycie ciepła. Dla większości materiałów $\beta = 0.9$. W ten sposób wzrost temperatury podczas odkształcania można wyrazić jako:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho c_p} \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon = \frac{0.9}{\rho c_p} \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon \quad (10.46)$$

Inną, często stosowaną metodą dla obliczania przyrostu temperatury w warunkach bardzo dużych prędkości odkształcenia jest wykorzystanie następującej zależności [27]:

$$\Delta T = \frac{E}{C_p} \quad (10.47)$$

gdzie: E – energia odpowiadająca bieżącemu ciśnieniu
 C_p – pojemność cieplna

Wytworzona energia jest efektem ciśnienia wywołanego obciążeniem uderowym i związaną z tym zmianą gęstości ($p_0 = 0$ przy ciśnieniu wynoszącym 0):

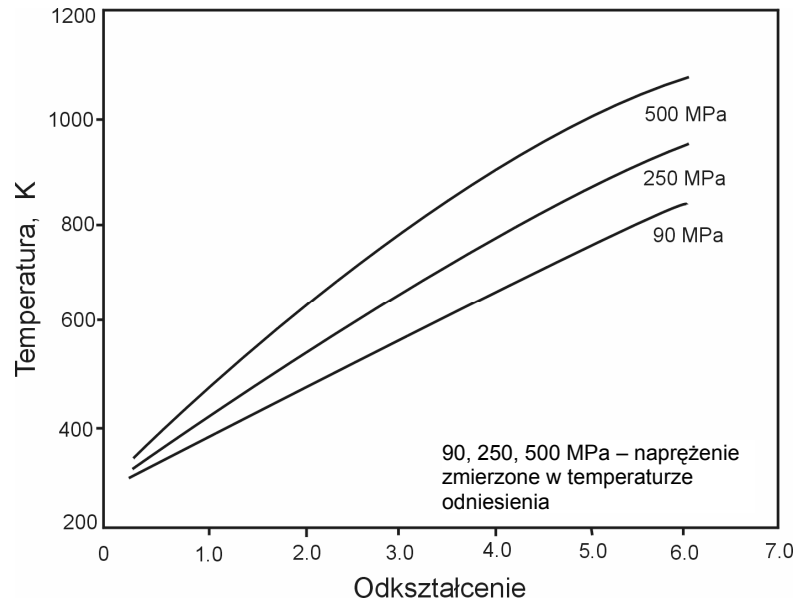
$$E = \frac{1}{2} (p_p - p_0) \left(\frac{1}{\rho_0} - \frac{1}{\rho_p} \right) \quad (10.48)$$

gdzie: p_p – ciśnienie przy obciążeniu uderowym
 p_0 – ciśnienie „zerowe”
 ρ_0 – gęstość przy zerowym ciśnieniu
 ρ_p – gęstość przy ciśnieniu uderowym

Gęstość materiału przy danym naprężeniu uderowym można wyznaczyć z następującej zależności:

$$\rho_p = \frac{\rho_0 U_s}{U_s - u_p} \quad (10.49)$$

gdzie: U_s – prędkość uderowego obciążenia, m/s
 u_p – prędkość cząstki, m/s



Rys. 10.45. Zależność przyrostu temperatury od odkształcenia plastycznego podczas adiabaticznego odkształcenia dynamicznego Cu; $\dot{\epsilon} = 10^4 s^{-1}$, początkowa temperatura 298K [1].

Lokalny przyrost temperatury, w wyniku generowanego ciepła odkształcenia, jest uwzględniony w procesach modelowania komputerowego w każdym kroku obliczeniowym, a więc jest uwzględniony jego wpływ na rozwój mikrostruktury, a w rezultacie również na pole prędkości odkształcenia. Przykładowo, na rysunku 10.45 przedstawiono wpływ odkształcenia na przyrost temperatury próbki miedzianej odkształcanej z prędkością $\dot{\epsilon} = 10^4 s^{-1}$.

10.5.4. Czułość naprężenia uplastyczniającego na prędkość odkształcenia

Wpływ prędkości odkształcania na opór plastyczny materiału przedstawiany jest za pomocą współczynnika m zdefiniowanego w następujący sposób [4, 11]:

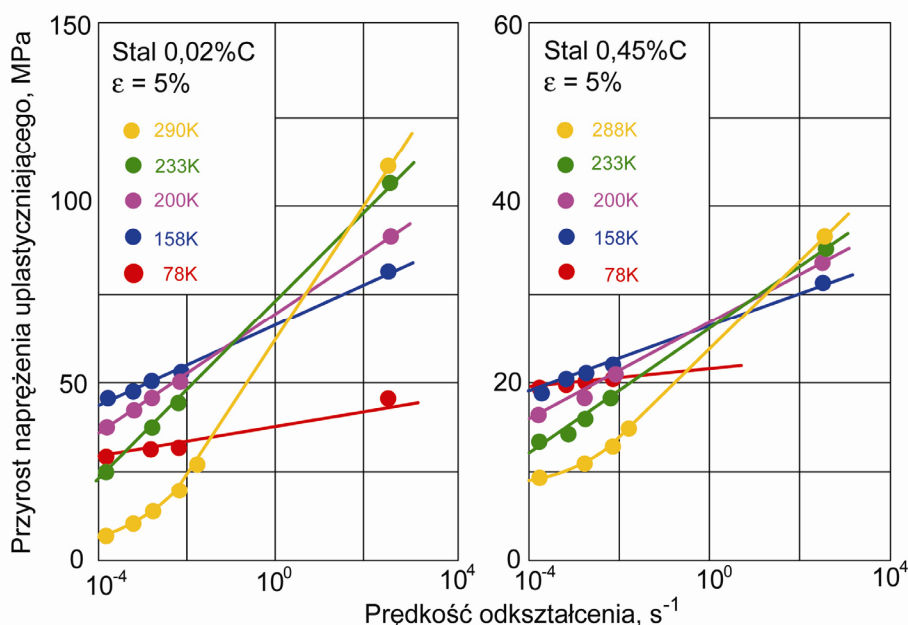
$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (10.50)$$

Współczynnik m nazywany jest czułością na prędkość odkształcenia. Można go wyznaczyć z nachylenia wykresu $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$. Jednakże bardziej dokładnymi są testy plastometryczne ze zmianą prędkości odkształcenia, w których m jest określone z pomiaru zmiany naprężenia płynięcia wywołanego zmianą prędkości odkształcenia przy zachowaniu stałej wielkości odkształcenia i temperatury.

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} = \frac{\log \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right)}{\log \left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \right)} \quad (10.51)$$

Dla wielu materiałów współczynnik m ma wartość stałą. Wrażliwość na prędkość odkształcenia większości metali jest stosunkowo mała ($m < 0.1$) w temperaturze pokojowej, ale wzrasta wraz ze wzrostem temperatury, zwłaszcza w zakresie przeróbki plastycznej na gorąco. W tych warunkach wartości m zawierają się w przedziale od 0.1 do 0.2. Wartość m zależy od mikrostruktury materiału i od warunków odkształcania. W przypadku próby rozciągania wartość m zależy od temperatury badania i zakresu prędkości odkształcania.

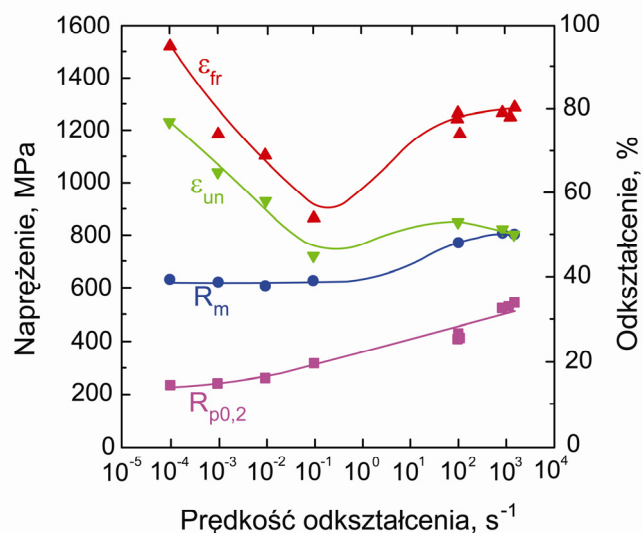
Na rysunku 10.46 przedstawiono wpływ prędkości odkształcenia na wzrost naprężenia uplastyczniającego. Jak widać z wykresu wrażliwość na prędkość odkształcenia wzrasta liniowo (oprócz odkształcania w temperaturze pokojowej z małymi prędkościami) wraz ze wzrostem prędkości odkształcania.



Rys. 10.46. Przyrost naprężenia uplastyczniającego w funkcji prędkości i temperatury odkształcania dla stali o różnej zawartości węgla [24].

10.5.5. Wpływ prędkości odkształcenia na niejednorodność odkształcenia

Ze względu na istotny wpływ prędkości odkształcania na niejednorodność odkształcenia, a co za tym idzie na własności mechaniczne, parametr ten staje się szczególnie ważny w analizie procesów przeróbki plastycznej. Przykładem tu mogą być badania [7] obejmujące najnowocześniejsze stale typu *TWIP* (ang. *Twinning Induced Plasticity*).



Rys. 10.47. Granica plastyczności ($R_{p0,2}$), wytrzymałość na rozciąganie (R_m) oraz wydłużenie równomierne (ϵ_{un}) i całkowite (ϵ_{fr}) w zależności od prędkości odkształcenia dla stali TWIP w temperaturze pokojowej [7].

Można założyć, że niejednorodność odkształcenia plastycznego wynika z następujących czynników będących efektem kształtowania plastycznego (zakładając, że materiał jest wstępnie izotropowy, jednorodny chemicznie):

- Tarcie na powierzchni metalu z narzędziem (występowanie tzw. stref przylegania, które charakteryzują się mniejszym płynięciem)
- Niejednorodność rozkładu temperatury (łącznie z procesem nagrzewania w wyniku procesu odkształcenia, przemiany fazowej i tarcia)
- Niejednorodność umocnienia materiału (dotyczy wszystkich mechanizmów umocnienia)
- Wpływ prędkości odkształcenia (poza związkiem ze wszystkimi wyżej wymienionymi występują efekty dodatkowe np. charakterystyczny dla bardzo dużych prędkości odkształcenia falowy charakter rozchodzenia się naprężeń)

Tarcie na powierzchni metalu z narzędziem

Temperatura i prędkość odkształcenia w istotny sposób wpływają na plastyczne płynięcie odkształcanych materiałów. Czułość na prędkość odkształcenia wzrasta w warunkach dynamicznego obciążenia. Wzrost prędkości odkształcenia prowadzi również do zmiany warunków odkształcenia z izotermicznych na adiabatyczne, co zostało już wspomniane. W konsekwencji prowadzi do lokalnej niestabilności materiału w trakcie odkształcenia wynikającej ze zmniejszenia naprężenia uplastyczniającego. Znaczenie tarcia na powierzchni styku metalu z narzędziem również gwałtownie wzrasta, gdy zastosowane są bardzo duże prędkości odkształcenia. W tym wypadku rezultatem może być powstawanie tzw. dynamicznych, adiabatycznych pasm ścinania [5], obniżających zdolność materiału do przeróbki plastycznej.

Niejednorodność rozkładu temperatury

Temperatura w czasie procesu odkształcania plastycznego generowana jest przez tarcie, pracę odkształcania plastycznego i przemianę fazową. Udział poszczególnych źródeł generowanego ciepła we wzroście lokalnej temperatury, a tym samym w niejednorodności pola temperatury w objętości odkształcanego metalu, jest ściśle związany z danym procesem. Warunki wpływające na źródło wzrostu temperatury, jak i wielkość tego wzrostu mogą się zmieniać w szerokim zakresie w zależności od rodzaju procesu np. w jednoosiowym rozciąganiu ciepło generowane jest tylko przez pracę odkształcania plastycznego. Jednocześnie jego duża dyssypacja wynika z bardzo dużej powierzchni wymiany ciepła z otoczeniem. Z drugiej strony np. w procesach kucia matrycowego lub walcowania czy ciągnięcia kształtowego istotne znaczenie mają wszystkie trzy źródła generowania ciepła. Wyżej wymienione dotyczy przede wszystkim procesów przeróbki plastycznej z dużym przemieszczeniem masy tzw. procesy objętościowe. W procesach np. tłoczenia efekty cieplne związane z przeróbką plastyczną powinny być oceniane pod innym kątem ze względu na znaczenie dla procesu kształtowania (np. tłoczenie stali *TRIP* – na skutek wzrostu temperatury może dojść do zmniejszenia objętości przemienionego austenitu szczałkowego w martenzyt, doprowadzając do obniżenia spodziewanego umocnienia).

Niejednorodność umocnienia materiału

Mechanizmy umocnienia odzwierciedlają wszystko to co zachodzi w odkształcanym materiale. Obserwuje się sprzężenie zwrotne pomiędzy warunkami odkształcania a szybkością i wielkością umocnienia materiału (np. umocnienia odkształceniowego, wydzieleniowego). Lokalnie mogą zaistnieć warunki do szybszego umocnienia lub spadek temperatury, z drugiej strony lokalnie pojawiają się warunki do zdrowienia (zdrowienie, rekryształizacja dynamiczna) co wpływa na wzrost niejednorodności.

Przedstawione cechy charakterystyczne dla odkształcania w warunkach dynamicznych mogą być zrealizowane podczas np. procesu osiowosymetrycznego spęczania z wykorzystaniem tzw. młota spadowego.

10.5.6. Charakterystyka spęczania na młocie spadowym [25]

Materiały ulegają odkształceniom pod wpływem wywieranego nacisku lub uderzenia. Młoty są urządzeniami kuźniczymi o charakterze udarowym. Kształtują materiał kosztem energii nabytej już przed zetknięciem się narzędzia (kowadła, matrycy) z metalem. Wielkość młotów określa się na podstawie masy części spadających lub energii pełnego uderzenia. Do części spadających młota można zaliczyć:

- bijak
- tłok
- kowadło górne
- matrycę górną
- trzon tłoka

Zaletą młotów jest łatwość wytwarzania dużych energii, możliwość wykonywania odkuwek o różnych wymiarach i kształtach oraz brak przeciążenia. Do ich wad można zaliczyć małą sprawność i wysoki koszt fundamentów.

Należy zaznaczyć, że obliczenia dla młotów jako urządzeń kuźniczych są stosowane także dla młotów spadowych, gdzie siłą napędową bijaka jest siła grawitacji.

10.5.6.1. Energia i sprawność uderzenia

Jak już wspomniano, podczas kucia na młotach materiał odkształca się plastycznie pod wpływem uderzenia. Nagromadzona w częściach spadających młota energia E_u zostaje zużyta na sprężyste i plastyczne odkształcenie materiału.

$$E_u = E_p + E_s + E_1 = E_c + E_1 \quad (10.52)$$

gdzie: E_p – energia odkształcenia plastycznego

E_s – energia odkształcenia sprężystego

E_1 – pozostała część energii E_u po pierwszej fazie uderzenia

Dla młotów spadowych suma energii odkształcenia sprężystego i plastycznego wynosi:

$$E_c = \frac{m_2}{m_1 + m_2} \cdot E_u \quad (10.53)$$

gdzie: m_1 – masa części spadających młota

m_2 – masa szaboty

natomiast sprawność uderzenia można wyznaczyć ze wzoru:

$$\eta = \frac{m_2}{m_1 + m_2} \cdot (1 - k^2) \quad (10.54)$$

gdzie: k – współczynnik odbicia określający własności sprężyste materiału (dla materiałów idealnie sprężystych $k = 1$, a dla idealnie plastycznych $k = 0$)

Wiadomo również, że sprawność uderzenia określa się stosunkiem

$$\eta = \frac{E_p}{E_u} \quad (10.55)$$

więc dla młotów spadowych otrzymamy:

$$\eta = \frac{m_2}{m_1 + m_2} \cdot (1 - k^2) \cdot E_u \quad (10.56)$$

Energia odkształcenia plastycznego E_p jest tym większa, im masa szaboty większa i im mniejsze są straty na sprężyste odkształcenie zespołu bijak – odkuwka – szabota.

Energię jednego uderzenia młota wyznaczyć możemy korzystając z zależności:

$$A_d = m \cdot g \cdot H \cdot \eta \quad (10.57)$$

gdzie: m – masa części spadających, kg
 g – przyspieszenie ziemskie, $g = 9,81 \text{ m/s}^2$
 H – wysokość spadania masy spadającej, m

10.5.6.2. Praca odkształcenia

Praca odkształcenia w ostatnim uderzeniu może być wyrażona wzorem:

$$A_k = w \cdot k \cdot \varepsilon \cdot R_m \cdot V \quad MNm \quad (10.58)$$

gdzie: w – współczynnik uwzględniający wpływ prędkości odkształcenia (tabela 10.7)
 k – współczynnik uwzględniający wpływ tarcia metalu o powierzchnię narzędzia
 ε – wielkość odkształcenia w ostatnim uderzeniu
 R_m – wytrzymałość materiału na rozciąganie
 V – objętość materiału, m^3

Tabela 10.7: Wartości współczynnika w , uwzględniającego wpływ prędkości odkształcania

Prędkość odkształcania, m/s	0,1 ÷ 0,25	0,25 ÷ 0,75	1,0	udarowe działanie sił
Wartość współczynnika w	1 ÷ 1,6	1,6 ÷ 2,0	2,6	3 ÷ 4

Współczynnik k wyznacza się ze wzoru:

$$k = 1 + \frac{\mu \cdot d}{3 \cdot h} \quad (10.59)$$

μ – współczynnik tarcia
 d – średnica materiału po spęczeniu
 h – wysokość materiału po spęczeniu

Całkowita praca odkształcenia przy spęczaniu może być określona zależnością:

$$A_c = w \cdot \left\{ \ln \frac{h_0}{h} + \frac{2}{9} \mu \cdot \frac{d_0}{h_0} \cdot \left[\sqrt{\left(\frac{h_0}{h} \right)^3} - 1 \right] \right\} \cdot R_m \cdot V \quad MNm \quad (10.60)$$

gdzie: d_0, d – odpowiednio średnica materiału przed i po spęczeniu
 h_0, h – odpowiednio wysokość materiału przed i po spęczeniu

Teoretyczną liczbę uderzeń bijaka podczas spęczania wyznacza się za pomocą całkowitej pracy odkształcenia oraz pracy odkształcenia w ostatnim uderzeniu:

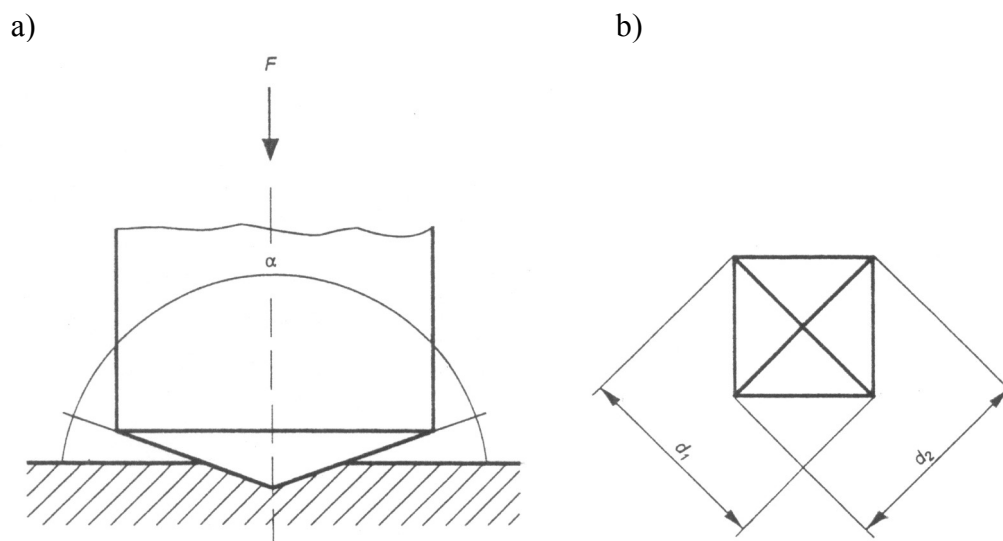
$$n = \frac{A_c}{A_k} \quad (10.61)$$

10.5.7. Wykorzystanie pomiaru twardości metodą Vickersa do oceny wpływu prędkości odkształcenia na zachowanie się materiału

Próbki po odkształcaniu z wykorzystaniem młota spadowego można poddać dalszym badaniom np. wyznaczyć rozkład twardości w celu oceny wpływu zastosowanych warunków odkształcania (zmienna prędkość odkształcenia, energia, wymiary geometryczne, materiał) na płynięcie plastyczne i niejednorodność odkształcenia.

10.5.7.1. Zasada pomiaru

Wg PN-EN ISO 6507 – 1:2007 [20] podstawową zasadą pomiaru jest to, że diamentowy wgłębnik w kształcie ostrosłupa prawidłowego o podstawie kwadratowej i określonym kącie wierzchołkowym między przeciwległymi powierzchniami bocznymi, wciskany jest w powierzchnię badanej próbki, a następnie mierzone są długości przekątnych odcisku powstałego na powierzchni po usunięciu siły obciążającej F (Rys. 10.48).



Rys. 10.48. Zasada pomiaru twardości metodą Vickersa. Wgłębnik – a), odcisk – b) [20].

Twardość Vickersa jest proporcjonalna do ilorazu siły obciążającej i pola powierzchni odcisku, którego kształt przyjmuje się jako ostrosłup prosty o podstawie kwadratowej, o tym samym kącie wierzchołkowym jaki ma wgłębnik.

10.5.7.2. Próbką do badań i wykonanie pomiaru

Przy pomiarze twardości metodą Vickersa obowiązują pewne zasady dotyczące przygotowania próbki oraz samego wykonania pomiaru. Są to [20]:

- pomiary należy przeprowadzać na gładkiej i równej powierzchni z usuniętą warstwą tlenków i zanieczyszczeń oraz dokładnie odtłuszczonej
- przygotowanie należy przeprowadzić w taki sposób, aby zredukować do minimum ewentualne zmiany twardości warstwy powierzchniowej spowodowane np. nagraniem lub umocnieniem przez zgniot
- grubość badanych próbek lub warstw powinna być co najmniej 1,5 razy większa od długości przekątnej odcisku
- na ogół pomiar przeprowadza się w temperaturze otoczenia w zakresie od 10°C do 35°C
- należy stosować odpowiednią siłę obciążającą
- próbkę należy umieścić na sztywnej podstawie wolnej od zanieczyszczeń (nalotów, oleju, brudu)
- próbka powinna być tak ułożona, żeby nie mogło nastąpić jej przemieszczenie podczas wykonywania pomiaru
- czas obciążania powinien wynosić od 10 s do 15 s
- przed przystąpieniem do pomiaru urządzenie należy zabezpieczyć przed wstrząsami i drganiami
- odległość pomiędzy środkiem odcisku a krawędzią próbki powinna być co najmniej 2,5 razy większa od średniej długości przekątnej odcisku w przypadku stali, miedzi i stopów miedzi oraz co najmniej 3 razy większa od średniej długości przekątnej odcisku w przypadku metali lekkich, ołowiu i cyny oraz ich stopów
- odległość między środkami dwóch sąsiadujących odcisków powinna być co najmniej 3 razy większa od średniej długości przekątnej odcisku w przypadku stali, miedzi i stopów miedzi i co najmniej 6 razy większa od średniej długości przekątnej odcisku w przypadku metali lekkich, ołowiu i cyny oraz ich stopów

LITERATURA:

- [1] Andrade U.R., Meyers M.A., Chokshi A.H., Vecchio K.S. *Acta Metallurgica et Materialia* 42 (1994) 3183.
- [2] Campbell J.D., Ferguson W.G.: *The Temperature and Strain-rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel*. *Philosophical Magazine* 21 (1970) 63.
- [3] Chichili D.R., Ramesh K.T., Hemker K.J.: *The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling*. *Acta Materialia* 46 (1998) 1025.
- [4] Dieter G.E.: *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, 1986.
- [5] El-Magd E., Abouridouane M.: *Influence of strain rate and temperature on the compressive ductility of Al, Mg and Ti alloys*. *Journal de Physique IV* 110 (2003) 15.
- [6] Follansbee P.S.: *High-Strain-Rate Deformation of FCC Metals and Alloys in Metallurgical Applications of Shock-wave at High-Strain-Rate Phenomena*. Marcel Dekker, Inc., New York, 1986.

- [7] Frommeyer G., Brux U., Neumann P.: *Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes*. ISIJ International 43 (2003) 438.
- [8] Hodgson P.D., Beladi H., Barnett M.R.: *Grain Refinement in Steels through Thermomechanical Processing*. Materials Science Forum 500-501 (2005) 39.
- [9] Kapoor R., Nemat-Nasser S.: *Determination of temperature rise during high strain rate deformation*. Mechanics of Materials 27 (1998) 1.
- [10] Klepaczko J.R., Nowacki W.K.: *Badania materiałów przy dużych i bardzo dużych prędkościach deformacji*. XIX Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, 18-20.10.2000 Jachranka, 28.
- [11] Kurzydłowski K.J.: *Mechanika materiałów*. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 1993.
- [12] Lerch V., Gary G., Herve P.: *Thermomechanical properties of polycarbonate under dynamic loading*. Journal of Physics IV 110 (2003) 159.
- [13] Liang R., Khan A.S.: *A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures*. International Journal of Plasticity 15 (1999) 963.
- [14] Majta J.: *Complete Model for Niobium-Microalloyed Steels Deformed under Hot Working Conditions*. Rozprawy Monografie nr 89, AGH Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Kraków, 2000.
- [15] Meyers M.A.: *Dynamic Behavior of Materials*. John Wiley & Sons, Inc. New York, 1994.
- [16] Mullins J., Hodgson P.D.: *Constitutive Models for Use in Crash Simulations with Applications to Sheet Steels*. International Journal of Impact Engineering – w druku.
- [17] Muszka K., Majta J., Śleboda T., Stefańska-Kądziela M.: *Comparison of the mechanical response of HSLA steel deformed under static and dynamic loading conditions*. Proceedings of the 10th International Conference on Metal Forming 2004, AGH, 19-22.09.2004 Kraków, Steel-Grips 2 (2004) Suppl. Metal Forming 747.
- [18] Nemat-Nasser S., Guo W.: *Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates*. Materials Science and Engineering A284 (2000) 202.
- [19] Nowacki W.K.: *Badanie własności dynamicznych materiałów konstrukcyjnych przy dużych prędkościach deformacji*. Przegląd Mechaniczny zeszyt 23-24 (1996) 14.
- [20] PN-EN ISO 6507 – 1:2007 *Metale – Pomiar twardości sposobem Vickersa – Część I: Metoda badań*
- [21] Sakino K.: *Strain rate dependency of dynamic flow stress of iron in wide strain rate range*. Journal de Physique 110 (2003) 93.
- [22] *Shock waves for industrial applications*, ed. L.E. Murr, Noyes Publications, New Jersey, 1988.
- [23] Stefańska-Kądziela M.: *Odkształcanie plastyczne w warunkach dynamicznego obciążenia*. Praca doktorska, AGH, Kraków, 2006.

- [24] Tanaka K., Nojima T.: *Dynamic and static strength of steels*. Proceedings of the Second Conference on the Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, ed. J. Harding. 28-30.03.1979 Oxford, 166.
- [25] Wasiunyk P., Jarocki J.: *Kuźnictwo i prasownictwo*. Wydawnictwa Szkolne i Pedagogiczne, Warszawa, 1991.
- [26] Yan B., Xu K.: *High Strain Rate Behavior of Advanced High Strength Steels for Automotive Industry*. Proceedings of 44th MWSP Conference, Orlando, vol. XL (2002) 493.
- [27] Zurek A.K.: *Preshock-induced phase transition in spalled U–0.75 wt% Ti*. Journal of Nuclear Materials 264 (1999) 155.