

WPLYW PRĘDKOŚCI ODKSZTAŁCANIA NA KRZYWĄ UMOCNIEŃ DLA ALUMINIUM

JANUSZ KLEPACZKO (WARSZAWA)

1. Wstęp

Dotychczas przeprowadzono wiele badań dotyczących wpływu prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia dla metali. Stwierdzono, że dla większości metali i stopów wpływ ten (mniejszy lub większy) istnieje, [2, 4, 7 i 12]. Ponadto na kształt krzywej umocnienia metalu wpływa temperatura, [2, 5, 6, 10 i 12]. Również i w tym zakresie pojawiło się wiele prac. Natomiast liczba prac dotyczących równoczesnego badania wpływu prędkości odkształcenia i temperatury na krzywą umocnienia jest stosunkowo mała. W wyniku badań stwierdzono, że może istnieć szereg odchyień od normalnego zachowania się krzywej umocnienia w zależności od temperatury, np. [1, 2, 5, 6, 10, 11 i 12]; wtedy zależność pomiędzy naprężeniem i temperaturą dla danego odkształcenia nie posiada charakteru funkcji monotonicznej. Dla przykładu, w niektórych stalach w określonym zakresie temperatur i przy określonych prędkościach odkształcenia pojawia się obszar kruchości, który uwidocznia się jako lokalne maksimum na wykresie naprężenie-temperatura, [5] i [6]. Jak się ogólnie uważa, występowanie tych zjawisk jest związane z procesami dyfuzyjnymi, pobudzonymi przez deformację plastyczną (tzw. starzenie odkształceniowe); szybkość przebiegu tych zjawisk zależy od temperatury. Procesy te zostaną omówione w dalszej części pracy.

Ponieważ procesy dyfuzyjne zachodzą w danej temperaturze z określonymi prędkościami, należy się spodziewać podobnych nieprawidłowości w zachowaniu się krzywej umocnienia metali w zależności od prędkości odkształcenia; wpływ ten będzie odwrotny do wpływu temperatury, [4, 5 i 6]. Liczba prac na temat wpływu procesów dyfuzyjnych badanych za pośrednictwem wpływu prędkości odkształcenia (a zatem dotyczących nienormalnego zachowania się krzywej umocnienia przy wzroście prędkości odkształcenia) jest mała.

Dla metalu wrażliwego na prędkość odkształcenia najczęściej spotykanym prawem, które dobrze opisuje to zjawisko, jest prawo wykładnicze

$$(1.1) \quad \sigma = C \dot{\epsilon}^n.$$

Prawo to prowadzi do definicji tzw. czułości na prędkość odkształcenia n , którą można zdefiniować w następujący sposób, [1 i 2]:

$$(1.2) \quad n = \left[\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right]_{\dot{\epsilon} = \text{const}} \quad \text{lub} \quad n = \frac{\log \sigma_2 / \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1} \quad \text{przy } \epsilon = \text{const}, \dot{\epsilon}_2 > \dot{\epsilon}_1,$$

Oczywiście prawo (1.1) lub (1.2) nie uwzględnia wzrostu naprężenia wywołanego odkształceniem plastycznym, a więc umocnienia materiału. W przypadku gdy materiał nie wykazuje fizycznej granicy plastyczności, granica proporcjonalności jest niska, a równocześnie materiał posiada zdolność intensywnego umacniania się na skutek odkształcenia; umocnienie uwzględnia się zwykle za pomocą funkcji wykładniczej w postaci (1.3). Ten sposób opisu umocnienia może być słuszny w odniesieniu do wyżarzonej miedzi i aluminium. Wtedy mamy

$$(1.3) \quad \sigma = A e^m,$$

gdzie m jest stałą materiałową (wykładnikiem umocnienia). Układ zależności (1.1) i (1.3) przy jednoczesnym uzmiennieniu jednej ze stałych A lub C daje prawo w postaci

$$(1.4) \quad \sigma = B e^m \dot{\varepsilon}^n$$

omówione bardziej szczegółowo w pracy [7]. We wzorze tym B , m i n są to stałe materiałowe, n jest czułością na prędkość odkształcenia, a m wykładnikiem umocnienia.

Posługując się teorią deformacyjną w przypadku skręcania otrzymujemy

$$(1.5) \quad \varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}, \quad \dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\gamma}}{\sqrt{3}}, \quad \sigma = \sqrt{3} \tau.$$

Stąd

$$(1.6) \quad \tau = \frac{B}{3^{(1+m+n)/2}} \gamma^m \dot{\gamma}^n.$$

Z otrzymanej zależności wynika, że stałe m i n można wyznaczyć w identyczny sposób zarówno z próby rozciągania, jak i skręcania, o ile zachodzi (1.5).

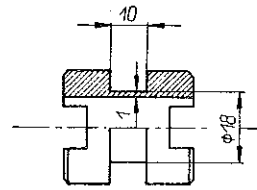
2. Badania i analiza wyników

Badania przeprowadzono na specjalnej maszynie skonstruowanej w Pracowni Teorii Plastyczności Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN. Maszyna umożliwia skręcanie próbek w szerokim zakresie małych prędkości odkształcenia (od 10^{-6} 1/sek do 1,0 1/sek) z równoczesną rejestracją na papierze światłoczułym wykresu: moment skręcający — kąt skręcenia. W obecnej pracy doświadczenia przeprowadzono na próbkach rurkowych z aluminium o składzie: Si = 0,056%, Fe = 0,08%, Mg — ślady. Próbki wyżarzone rekrytalizacyjnie w temperaturze 475°C w czasie jednej godziny; po wyżarzeniu średnia wielkość ziarna wynosiła od 0,03 do 0,30 mm, rys. 1 i 2.

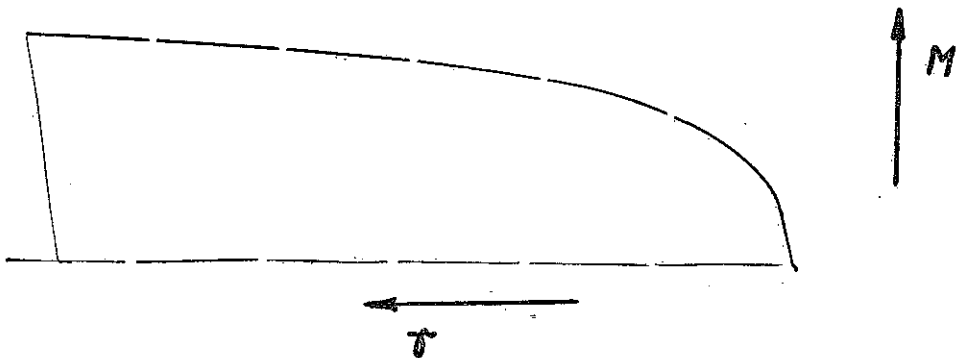
W badaniach przeprowadzanych w temperaturze 20°C zastosowano pięć prędkości odkształcenia tak dobranych, aby każda następna była w przybliżeniu dziesięciokrotnie większa od poprzedniej. W celu zmniejszenia rozrzutu wyników spowodowanego rozrzutem własności mechanicznych poszczególnych próbek skręcano po 3-4 próbki z daną prędkością, a otrzymane krzywe uśredniano, uzyskując w ten sposób 5 krzywych, $\tau = \tau(\text{tg } \gamma)$, dla poszczególnych prędkości odkształcenia.

Uzyskane w ten sposób wyniki przedstawiono na rys. 3. Próbkę skręcano do odkształcenia $\text{tg } \gamma \approx 0,60$, gdyż przy dalszym skręcaniu zachodziła utrata stateczności części rurekowej próbki.

Jak wynika z przedstawionego rysunku, zaobserwowano odstępstwo od spodziewanej prawidłowości dla badanego gatunku aluminium. Istotnie, dla trzech większych prędkości¹ $\dot{\text{tg}} \gamma = 3,92 \cdot 10^{-3}$, $\dot{\text{tg}} \gamma = 4,04 \cdot 10^{-2}$, $\dot{\text{tg}} \gamma = 0,624$ (w 1/sek.) nie stwierdzono istotnego wpływu prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia. Natomiast dla dwóch najmniejszych prędkości $\dot{\text{tg}} \gamma = 1,85 \cdot 10^{-4}$ i $\dot{\text{tg}} \gamma = 1,66 \cdot 10^{-5}$ wpływ ten wyraźnie istnieje. Na skutek rozrzutu wyników w zakresie małych odkształceń ($\Delta \tau = \pm 3,3\%$) nie jest możliwe określenie ścisłej zależności pomiędzy prędkością odkształcenia a naprężeniem w tym zakresie.



Rys. 1. Kształt próbki używanej w badaniach



Rys. 2. Wykres: moment skręcający — kąt skręcania, otrzymywany z maszyny (Al, $\dot{\text{tg}} \gamma = 1,85 \cdot 10^{-4}$ 1/sek)

W celu stwierdzenia, czy jest możliwe podanie prawa typu (1.6) dla otrzymanych wyników, sporządzono następujące wykresy w skalach logarytmicznych: $\log \tau$ — $\log \text{tg } \gamma$ oraz $\log \tau$ — $\log \dot{\text{tg}} \gamma$ (rys. 4 i 5). Równanie (1.6) przedstawia się w takich współrzędnych jako płaszczyzna nachylona pod różnymi kątami w stosunku do osi $\log \text{tg } \gamma$ i $\log \dot{\text{tg}} \gamma$; tangensy tych kątów wynoszą odpowiednio

$$m = \left[\frac{\partial \log \tau}{\partial \log \text{tg } \gamma} \right]_{\dot{\text{tg}} \gamma = \text{const}}, \quad n = \left[\frac{\partial \log \tau}{\partial \log \dot{\text{tg}} \gamma} \right]_{\text{tg } \gamma = \text{const}}$$

Z przedstawionych wykresów wynika, że w zakresie prędkości odkształcenia $\log \dot{\text{tg}} \gamma \leq 3,200$ ($\log \dot{\text{tg}} \gamma = 3,200$ odpowiada $\dot{\text{tg}} \gamma = 1,6 \cdot 10^{-3}$ 1/sek) jest z pewnym przybliżeniem spełniona zależność typu (1.6), a więc zależność

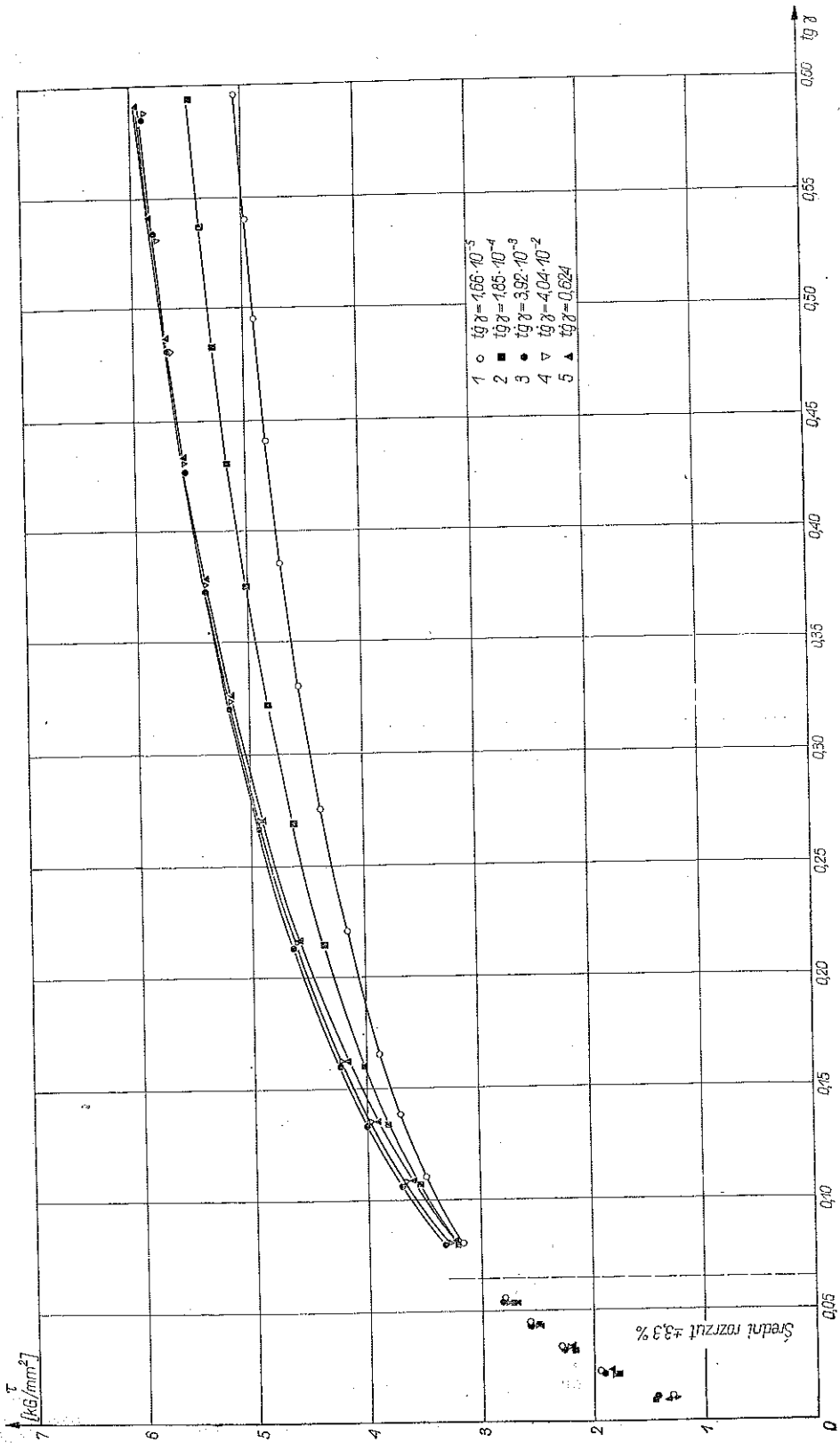
$$(2.1) \quad \tau = B (\text{tg } \gamma)^m (\dot{\text{tg}} \gamma)^n \quad \text{dla} \quad \dot{\text{tg}} \gamma \leq 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ 1/sek.}$$

Natomiast w zakresie $\log \dot{\text{tg}} \gamma \geq 3,200$ jest spełniona zależność

$$(2.2) \quad \tau = C (\text{tg } \gamma)^m \quad \text{dla} \quad \dot{\text{tg}} \gamma \geq 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ 1/sek.,}$$

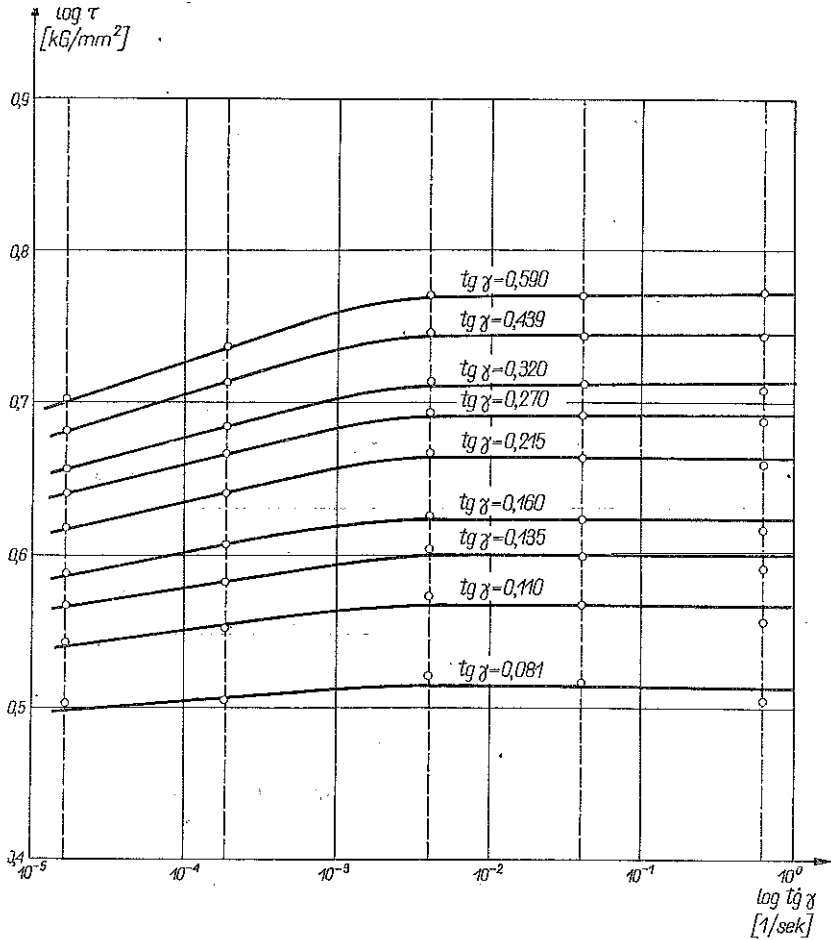
gdzie $C = B (\dot{\text{tg}}_0 \gamma)^n$ oraz $\dot{\text{tg}}_0 \gamma = 1,6 \cdot 10^{-3}$ 1/sek.

¹ Symbolem $\dot{\text{tg}} \gamma$ oznaczyliśmy pochodną funkcji $\text{tg } \gamma(t)$ względem czasu.



Rys. 3. Krzywe średnie $\tau = \tau(\text{tg } \gamma)$ dla badanego aluminium przy poszczególnych prędkościach odkształcania

Prawa (2.1) i (2.2) nie są spełnione w sposób ścisły, gdyż m i n zmieniają się nieco w zależności od odkształcenia. Średnie wartości tych stałych wynoszą odpowiednio: $n = 0,0263$; $m = 0,294$ oraz $B = 8,12 \text{ kG/mm}^2$.



Rys. 4. Wykresy $\log \tau$ — $\log \dot{\gamma}$

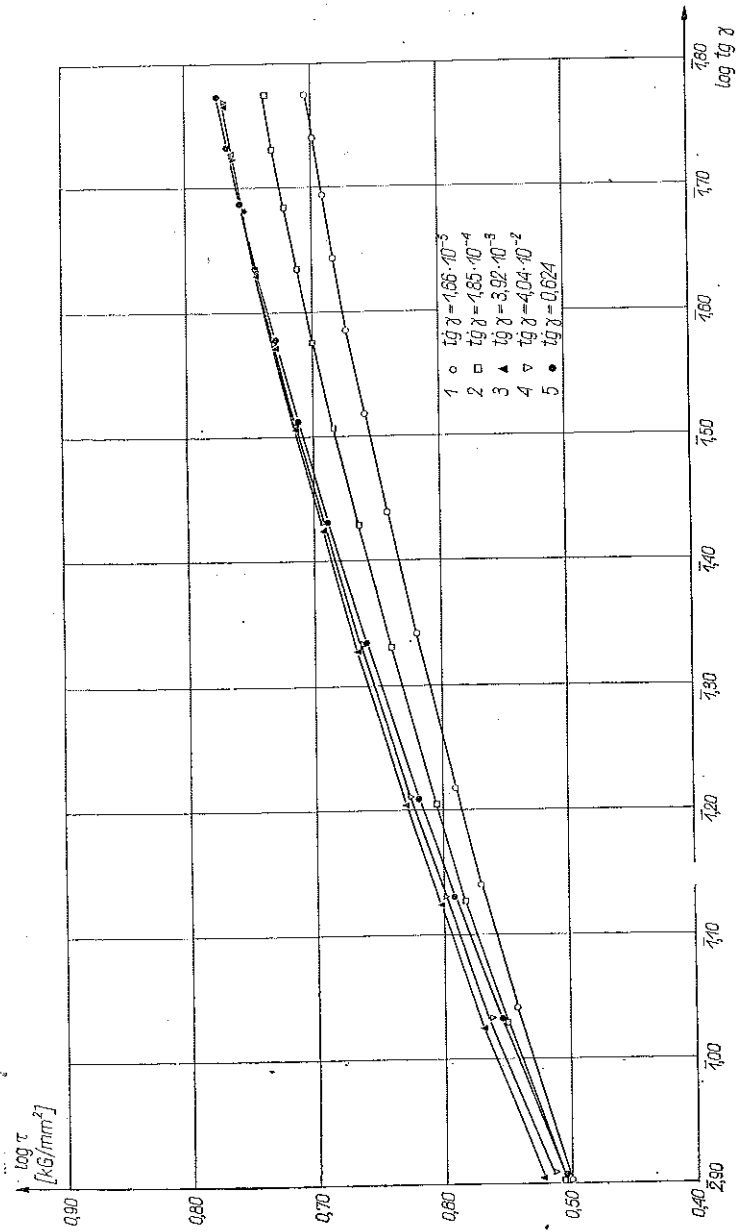
Zaobserwowane prawo można więc przedstawić w następujący sposób:

$$(2.1') \quad \tau = 8,12 (\text{tg } \gamma)^{0,294} (\dot{\text{tg}} \gamma)^{0,0263} \quad \text{dla} \quad \dot{\text{tg}} \gamma \leq 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ 1/sek,}$$

$$(2.2') \quad \tau = 7,02 (\text{tg } \gamma)^{0,294} \quad \text{dla} \quad \dot{\text{tg}} \gamma \geq 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ 1/sek.}$$

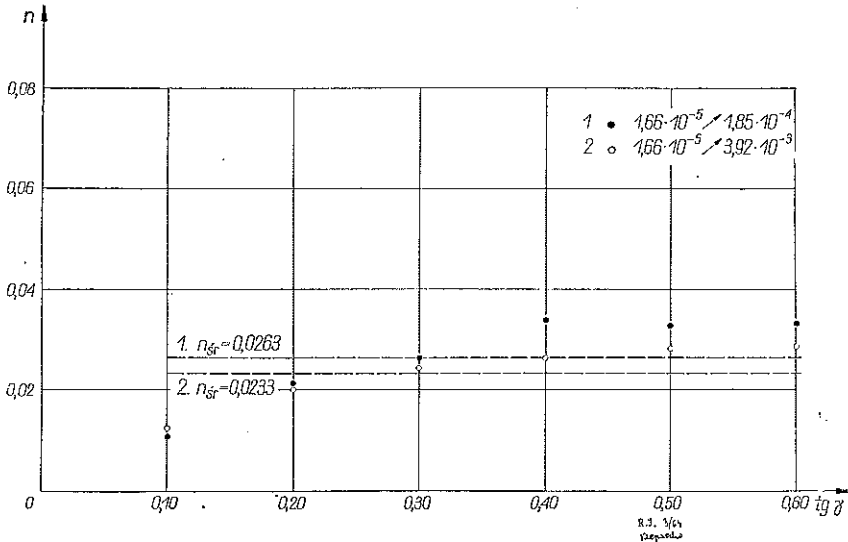
Należy jednak zastrzec, że na podstawie obecnych badań nie można podać górnej granicy prędkości odkształcenia, do której można stosować zależność (2.2).

W celu stwierdzenia, czy istnieje zależność czułości na prędkość n od odkształcenia w zakresie małych prędkości (gdzie zaobserwowano wpływ prędkości na krzywą umocnienia), sporządzono wykres $n = n(\text{tg } \gamma)$ przedstawiony na rys. 6.



Rys. 5. Wykresy $\log \tau$ — $\log \text{tg } \gamma$

Liniami kreskowanymi oznaczono średnie wartości n wyznaczone dla pary prędkości $\dot{\gamma} = 1,66 \cdot 10^{-5}$ i $\dot{\gamma} = 1,85 \cdot 10^{-4}$ 1/sek; wówczas $n_{sr} = 0,0263$ oraz $\dot{\gamma} = 1,66 \cdot 10^{-5}$ i $\dot{\gamma} = 4,04 \cdot 10^{-3}$ 1/sek, $n_{sr} = 0,0233$. W drugim przypadku wartość n jest nieco niższa ze względu na występowanie nieprawidłowości wpływu prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia powyżej prędkości $1,6 \cdot 10^{-3}$ 1/sek. Można również stwierdzić, że czułość na prędkość n zwiększa się nieznacznie w miarę wzrostu odkształcenia i dla większych odkształceń przyjmuje stałą wartość.



Rys. 6. Wyniki obliczenia $n = n(\lg \dot{\gamma})$ dla dwóch par najmniejszych prędkości

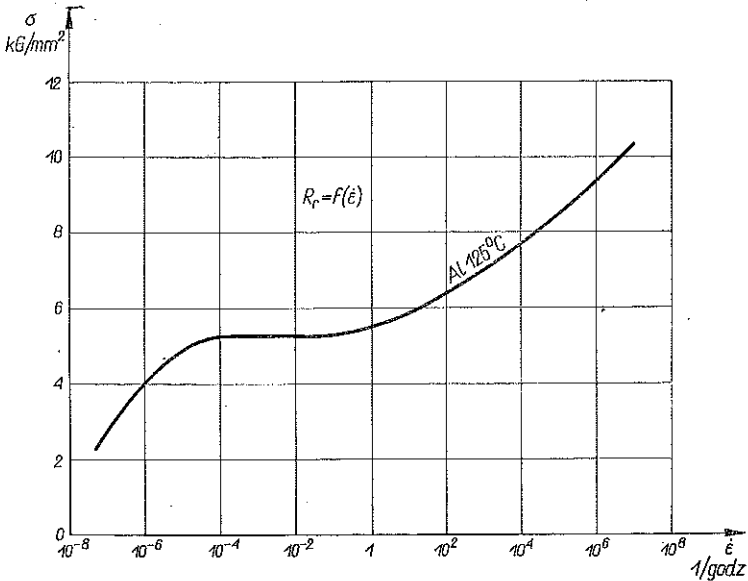
Jak wspomniano poprzednio, w zakresie trzech większych prędkości nie stwierdzono wpływu prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia; obserwacja ta prowadzi w rezultacie do wniosku, że czułość na prędkość n w tym zakresie prędkości jest równa zero.

Brak wrażliwości materiału na prędkość odkształcenia w pewnym zakresie prędkości jest efektem stosunkowo mało zbadanym zarówno z punktu widzenia fizyki metali, jak i z punktu widzenia własności mechanicznych. Dyskusja tego zjawiska nastrocza duże trudności ze względu na małą ilość przeprowadzonych badań w tym kierunku.

3. Wyjaśnienie pozornej utraty wrażliwości materiału na prędkość odkształcenia

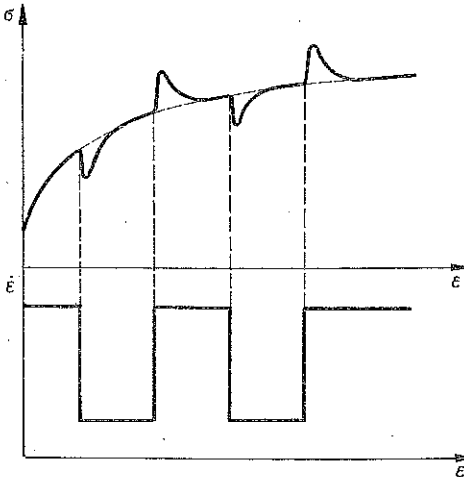
Już w latach 1941-1945 zwrócono uwagę na występowanie lokalnych maksimów na wykresach $\sigma = \sigma(t)$ oraz $\sigma = \sigma(\dot{\epsilon})$ (t oznacza temperaturę) dla niektórych metali w pewnym obszarze prędkości i temperatur, w szczególności dla wielu gatunków stali, [3 i 6]. Podobny efekt braku wpływu prędkości odkształcenia na wytrzymałość doraźną dla aluminium w temperaturze 125°C w pewnym zakresie prędkości podaje J. MANJOINE, [5]. Wykres wg. pracy Manjoine, [5], został podany na rys. 7. Wynik otrzymany przez tego autora wskazuje, że w zakresie większych prędkości ponownie

pojawia się wrażliwość materiału na prędkość odkształcenia, jednak jest ona mniejsza niż w obszarze bardzo małych prędkości.



Rys. 7. Wykres wytrzymałości doraźnej R_r dla aluminium w temp. 125°C jako funkcji prędkości odkształcenia według J. MANJOINE, [5]

Omawiany efekt niezależności krzywej umocnienia od prędkości odkształcenia w kolejnych próbach w określonym zakresie prędkości prowadzi do wniosku, że w tym zakresie prędkości czułość n jest równa zero lub nawet mniejsza od zera, jeżeli pojawia się lokalne maksimum na wykresie $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ lub $\sigma - \log \dot{\epsilon}$. Jak wykazali autorzy pracy [1], rzeczywista czułość na prędkość n w tym obszarze nie jest równa zero. Zasadniczy wynik tych doświadczeń został schematycznie przedstawiony na rys. 8.



Rys. 8. Schematyczne przedstawienie wyników uzyskanych przez H. A. LEQUEARA i J. D. LUBAHNA, [1], dla stopu aluminium 61ST w temperaturze pokojowej (Mg 0,80 — 1,2%, Si 0,40 — 0,80%, Fe max 0,70%, Cu 0,15 — 0,40%, inne około 0,90%)

Wynik tych doświadczeń można wytłumaczyć następująco: Przy stałej prędkości odkształcenia ustala się równowaga pomiędzy procesami dyfuzyjnymi a wpływem prędkości. W chwili gwałtownej zmiany prędkości odkształcenia następuje zaburzenie tej równowagi, co przejawia się w skoku naprężenia, a następnie w stopniowym powrocie do stanu równowagi, któremu odpowiada w przybliżeniu krzywa umocnienia uzyskana dla poprzedniej prędkości.

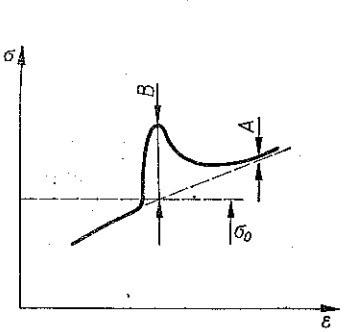
Przy ponownej gwałtownej zmianie prędkości odkształcania w kierunku odwrotnym zachodzi zjawisko podobne, jednak z przebiegiem odwrotnym.

Otrzymany wynik świadczy, że w zakresie prędkości, gdzie występuje starzenie odkształceniowe — materiał jest wrażliwy na prędkość. Wrażliwości tej nie można zauważyć przy przeprowadzaniu kolejnych prób ze stałymi prędkościami zwiększającymi w kolejnej próbie. Zwiększenie prędkości odkształcania w kolejnych próbach prowadzi do prawie natychmiastowego ustalenia się na początku próby równowagi pomiędzy procesami dyfuzyjnymi, a wpływem prędkości odkształcania.

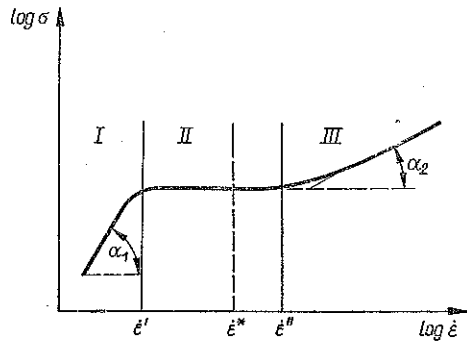
Aby wyznaczyć rzeczywistą czułość na prędkość n_{rz} w omawianym zakresie prędkości, autorzy pracy [1] proponują wykorzystać zależność

$$(3.1) \quad n_{rz} = \frac{\log \left(1 + \frac{\Delta\sigma'}{\sigma_0} \right)}{\log \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_0}$$

zgodnie z rys. 9, gdzie $B = \Delta\sigma'$, $A = \Delta\sigma''$.



Rys. 9. Dane dla wyznaczenia rzeczywistej czułości na prędkość n_{rz} według pracy [1]



Rys. 10. Ogólne przedstawienie badanego zjawiska dla danego odkształcenia; obszar II starzenia odkształceniowego

Dalszy wniosek, który wynika z przytoczonych doświadczeń, jest następujący: Procesy dyfuzyjne wykazują pewną bezwładność czasową, a więc tym samym jest niezbędny pewien czas na ich rozwój i dojście do stanu równowagi po zmianie prędkości. Zatem w zakresie dużych prędkości deformacji może powstać sytuacja, w której czas odkształcania będzie krótszy od czasu, w którym mogą rozwinąć się procesy dyfuzyjne. Wynika stąd, że w zakresie dużych prędkości ponownie pojawi się wpływ prędkości odkształcania na krzywą umocnienia. Wnioski te są zgodne z uprzednio przytoczonymi danymi z pracy [5] (rys. 7).

Na podstawie przeprowadzonych badań jak również w oparciu o wyniki przedstawione na rys. 7 badane zjawisko można schematycznie przedstawić, jak to zostało zrobione na rys. 10. Przez $\dot{\epsilon}'$ oznaczono w przybliżeniu prędkość odkształcania, przy której zanika wpływ prędkości na krzywą umocnienia od strony mniejszych wartości, przez $\dot{\epsilon}''$ oznaczono wielkość analogiczną ale od strony dużych prędkości,

$\dot{\varepsilon}^*$ oznacza maksymalną prędkość odkształcenia osiąganą w obecnych przeprowadzonych eksperymentach.

Osiągnięcie danego odkształcenia wymaga pewnego czasu zależnego od prędkości odkształcania. Jak łatwo zauważyć, istnieje zależność pomiędzy prędkościami $\dot{\varepsilon}'$ i $\dot{\varepsilon}''$, a odpowiednimi czasami dla otrzymania danego odkształcenia; stosunek tych czasów oznaczmy przez

$$\eta = \frac{t'}{t''} = \frac{\dot{\varepsilon}''}{\dot{\varepsilon}'}. \quad \dot{\varepsilon} = \text{const.}$$

Według przytoczonych danych z pracy [5] (rys. 7) $\eta = t'/t'' \approx 10^5$. Tak duża wartość η świadczy o dużym przedziale czasu, w którym mogą zachodzić procesy dyfuzyjne w metalach. Podczas obecnych doświadczeń nie osiągnięto prędkości $\dot{\varepsilon}''$, jak to można stwierdzić z rys. 4, lecz prędkość oznaczoną na rys. 8 przez $\dot{\varepsilon}^*$; w tym przypadku $\eta = t'/t^* \approx 4 \cdot 10^2$, jest więc od 10^2 do 10^3 razy mniejsze od tej wartości, przy której można by już spodziewać się efektu wpływu prędkości odkształcania od strony większych prędkości. Kąty nachylenia wykresu α_1 i α_2 w obszarach I i III obrazują różną czułość na prędkość n w tych obszarach:

$$n_1 = \text{tg } \alpha_1, \quad n_2 = \text{tg } \alpha_2, \quad n_1 > n_2.$$

W wyniku badań metalograficznych przeprowadzanych przez różnych autorów na próbkach odkształcanych przy bardzo małych prędkościach deformacji (rzędu 10^{-5} 1/sek i mniej) stwierdzono, że w tym przypadku zwiększa się udział deformacji zachodzącej na granicach ziaren w porównaniu z udziałem odkształcenia poślizgowego w ich wnętrzu, [4 i 9]. Wspomniane zjawisko zachodzi szczególnie intensywnie w podwyższonych temperaturach. Stwierdzono również, że zniszczenie próbek odkształcanych przy rozciąganiu przy bardzo małych prędkościach zachodzi z reguły wzdłuż granic ziaren, [5]. Dyfuzja atomów domieszek zachodzi znacznie łatwiej na granicach ziaren niż w ich wnętrzu, [9].

Ta sama droga analizowania wyników badań metalograficznych od strony dużych prędkości odkształcania (obszar III) prowadzi do następujących obserwacji: Przy dużych prędkościach odkształcania (rzędu 10^2 1/sek) obserwuje się zmniejszony udział wzajemnego poślizgu ziaren w całkowitym odkształceniu. Należy więc sądzić, że duży procent deformacji plastycznej jest typu poślizgowego. W tym przypadku złom zachodzi poprzez ziarna, a zatem ze wzrostem prędkości odkształcania zachodzi zmiana mechanizmu zniszczenia metali.

Na podstawie przedstawionego obrazu nasuwają się następujące wnioski. Ponieważ w obszarze I (prędkości rzędu 10^{-5} 1/sek i mniejsze) stosunkowo duży udział w odkształcenie całkowite wnoszą granice ziaren oraz w obszarze tym obserwuje się dużą wrażliwość na prędkość, a złom pojawia się na granicach ziaren, przeto można sądzić, że w tym obszarze granice ziaren wykazują mniejszą wytrzymałość niż same ziarna, a także posiadają dużą wrażliwość na prędkość odkształcania. Z drugiej strony można by spodziewać się zwiększonej roli procesów relaksacyjnych na granicach ziaren na skutek łatwiejszego przebiegu dyfuzji.

W obszarze dużych prędkości deformacji rzędu 10^2 1/sek (obszar III) potwierdza się hipoteza o zwiększonej wrażliwości na prędkość granic ziaren, gdyż złom w tym obszarze zachodzi poprzez ziarna. Ponadto należy przypuszczać, iż wpływ procesów dyfuzyjnych jest w tym przypadku tłumiony z powodu pewnej bezwładności czasowej, jaką te procesy wykazują.

Ogólnie należy stwierdzić, iż z przedstawionego obrazu nie można wysnuć bardziej konkretnych wniosków dotyczących omawianego zjawiska, gdyż ilość danych, które umożliwiłyby dalszą analizę jest obecnie jeszcze zbyt mała.

Pewne dalsze wnioski mogą jednak zostać podane na podstawie analizy przeprowadzonej w oparciu o teorię dyslokacji. Ponieważ każda dyslokacja wywołuje zaburzenie w sieci krystalicznej, wokół niej wytwarza się pole sił, które grupuje atomy domieszek znajdujące się w metalu i w ten sposób tworzy się atmosfera Cottrella, [4 i 11]. Poruszanie się dyslokacji w takiej atmosferze atomów obcych jest utrudnione. W tym przypadku dyslokacja może poruszać się wraz z atmosferą dzięki procesom dyfuzyjnym lub uwolnić się od atmosfery i poruszać się jako dyslokacja swobodna. Konieczne do tego naprężenie zależy nie tylko od właściwości atmosfery atomów obcych, lecz także od szybkości odkształcenia. Zdolność poruszania się atmosfer atomów obcych (zjawisko dyfuzji) zależy w bardzo silnym stopniu od temperatury, przy czym zdolność ta zwiększa się szybko w miarę wzrostu temperatury.

Otóż w obszarze I przy małych prędkościach odkształcania należy się spodziewać, że dyslokacje będą poruszać się wraz z atmosferami Cottrella, gdyż jest dosyć czasu, aby atmosfera mogła przemieścić się na skutek dyfuzji za dyslokacją. W tym wypadku ruch dyslokacji jest utrudniony i istnieje jak gdyby zwiększona bezwładność jej ruchu, co może powodować dużą wrażliwość materiału na prędkość w tym obszarze. Drugim aspektem poruszania się dyslokacji wraz z atmosferami Cottrella jest wzbogacanie się w trakcie procesu deformacji granic ziaren w domieszki na skutek tego, że wędrówka dyslokacji kończy się na granicy ziarna lub w jego pobliżu. Może to być przyczyną powstawania zarodków nowej fazy na granicach ziaren, jak również może prowadzić do zwiększenia roli procesów relaksacyjnych na tych granicach i spowodować zwiększony udział granic ziaren w całkowitej deformacji plastycznej. Wniosek ten jest zgodny z obserwacjami przedstawionymi poprzednio.

Ogólnie należy podkreślić zwiększoną rolę dyfuzyjnego ruchu deformacji plastycznej w tym obszarze prędkości; na skutek dyfuzji mogą poruszać się zarówno dyslokacje jak i wakansy oraz atmosfery Cottrella. Uważa się np., iż doniosłą rolę w deformacji plastycznej w niskich temperaturach (około 100°K) odgrywa dyfuzyjny ruch wakansów, [10 i 11], gdzie również mogą tworzyć się atmosfery wakansów wokół dyslokacji.

Przy przejściu do obszaru II (umiarkowanych prędkości) zwiększająca się prędkość odkształcania powoduje, że atmosfery nie są już w stanie poruszać się przy zachowaniu ich kształtu jak w obszarze I. Następuje wówczas stopniowe gubienie tych atomów z atmosfery, których prędkość dyfuzji jest na tyle mała, iż nie są już one w stanie nadążyć za poruszającą się dyslokacją. W ten sposób następuje stopniowy spadek oporu ruchu dyslokacji. W obszarze tym następuje również stopniowe

zmniejszenie znaczenia dyfuzyjnego ruchu dyslokacji i wakansów, jak również udziału granic ziaren w całkowitej deformacji plastycznej. Należy przypuszczać, że w sumie procesy te wpływają na nietypowe zachowanie się metali w pewnym obszarze prędkości odkształcenia. Trzeba również dodać, iż rozróżnia się statyczne i dynamiczne zachowanie się dyslokacji. W omawianym przypadku należałoby założyć, że przejście od jednego do drugiego stanu nie pociąga za sobą żadnych gwałtownych skoków naprężenia; takie zachowanie się dyslokacji stwierdzono np. w pracy [8].

W miarę zwiększania prędkości odkształcania przechodzimy do obszaru III, gdzie materiał wykazuje ponownie wrażliwość na prędkość odkształcenia przy przeprowadzaniu kolejnych prób z rosnącymi prędkościami. Należy przypuszczać, że w obszarze tym przeważa ruch dyslokacji swobodnych, prędkość ich jest jednak również ograniczona z uwagi na jej asymptotyczne zdążanie do prędkości dźwięku w metalu [4 i 11]; stąd zaobserwowana wrażliwość na prędkość w omawianym przedziale.

Trzeba tu nadmienić, że zagadnienie wpływu domieszek na statyczny i dynamiczny ruch dyslokacji oraz na ruch dyslokacji w ogóle jest jeszcze mało zbadane. Z tych też względów należy zdawać sobie z tego sprawę, że przedstawiony obraz jest jedynie obrazem mocno uproszczonym w stosunku do rzeczywistości; może on jednak dać pewien pogląd na mechanizmy mogące uczestniczyć w omawianym zjawisku nietypowego wpływu prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia w pewnym zakresie prędkości.

Literatura cytowana w tekście

- [1] H. A. LEQUEAR, J. D. LUBAHN, *Some transient effects during creep and tensile of an aluminum alloy*, Trans. AIME, 206 (1956), 497.
- [2] J. D. LUBAHN, R. P. FELGAR, *Plasticity and Creep of Metals*, J. Wiley, New York-London 1961.
- [3] C. W. MCGREGOR, J. C. FISHER, *Tension tests at constant true strain rates*, J. Appl. Mech., 4, 12 (1945), A-217.
- [4] D. MCLEAN, *Mechanical Properties of Metals*, J. Wiley New York-London 1962.
- [5] M. J. MANJOINE, *Effect of rate of strain on the flow stress of gas turbine alloys at 1200 and 1500°F*, Proc. ASTM, 50 (1950), 931.
- [6] A. NÁDÁI, J. MANJOINE, *High speed tension tests at elevated temperatures*, J. Appl. Mech., 2, 8 (1941), A-77.
- [7] A. NÁDÁI, *Theory of Flow and Fracture of Solids*, Vol. II, McGraw Hill, New York-London 1963.
- [8] D. F. STEIN, J. R. LOW, *Mobility of edge dislocations in siliconiron crystals*, J. Appl. Phys., 2, 31 (1960), 362.
- [9] F. WEINBERG, *Grain boundaries in metals*, Progress in Metal Physics, Vol. 8, Pergamon Press, 1959.
- [10] А. В. Гринь, В. А. Павлов, И. А. Перетурина, *Зависимость предела текучести и временного сопротивления от температуры и скорости деформирования*, ФММ, 3, 5 (1957), 493.
- [11] З. А. Павлов, *Физические основы пластической деформации металлов*, Изд. АН СССР Москва 1962.
- [12] Л. Д. Соколов, *Сопротивление металлов пластической деформации*, Гос. Научно-Тех. Изд. Лит. по Черной и Цветной Металлургии, Москва 1963.

Резюме

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА КРИВУЮ УПРОЧНЕНИЯ
ДЛЯ АЛЮМИНИЯ

Приводятся результаты экспериментов состоящих в кручении алюминиевых образцов в форме трубок, при использовании пяти различных скоростей в диапазоне от $t \dot{\gamma} = 1,66 \cdot 10^{-5}$ 1/сек до $t \dot{\gamma} = 0,624$ 1/сек. Эти испытания проводились на специальной машине построенной в лаборатории пластичности института основных проблем техники ПАН.

В результате экспериментов констатируется отсутствие влияния скорости деформации на кривую упрочнения в некотором диапазоне скоростей. Даются эмпирические зависимости описывающие это явление. Проводится также краткий анализ полученных результатов с учетом результатов испытаний других авторов. Рассматривается также физическая сторона наблюдаемых явлений.

Summary

THE INFLUENCE OF STRAIN RATE ON THE STRAIN-HARDENING
CURVE OF ALUMINIUM

The paper presents experimental results obtained with aluminium tube test pieces subject to torsion at five different rates ranging from $t \dot{\gamma} = 1,66 \cdot 10^{-5}$ 1/sec to $t \dot{\gamma} = 0,624$ 1/sec. The tests have been performed by means of a special machine constructed at the Plasticity Group of the IPPT.

As a result of experiments the influence of strain-rate on the strain-hardening curve has been found to be nonexistent in a certain velocity range. Empirical relations have been obtained describing this phenomenon. The paper contains also a brief discussion of the results obtained from the viewpoint of tests by other authors and that of physics of metals.

ZAKŁAD MECHANIKI OŚRODKÓW CIĄGLYCH
INSTYTUTU PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI PAN

Praca została złożona w Redakcji dnia 15 stycznia 1964 r.