

WPLYW DYNAMICZNEGO ODKSZTAŁCENIA TRWAŁEGO
NA TWARDOŚĆ MIĘKKIEJ STALI I ALUMINIUM(*)

JANUSZ KLEPACZKO (WARSZAWA)

1. Wstęp

Poznanie własności mechanicznych metali po wstępnym odkształceniu dynamicznym jest zagadnieniem istotnym zarówno z punktu widzenia poznawczego, jak i zastosowań praktycznych. Ilość danych na ten temat jest bardzo niewielka, a dane te są nawet sprzeczne.

W pracach dotyczących zachowania się stali stwierdzono następujące fakty. WARNOCK i POPE [10] stwierdzili, że niewielkie trwałe odkształcenia dynamiczne przy rozciąganiu nie powodują zbyt dużych zmian wartości granicy plastycznego płynięcia przy ponownym statycznym obciążeniu. Ogólnie można stwierdzić, że granica ta jest nieco niższa niż w przypadku prób statycznych. CAMPBELL i DUBY [1] zaobserwowali, że dla stali o zawartości 0,24%C po odkształceniu dynamicznym $\epsilon_p = 4,6\%$ ze średnią prędkością $\dot{\epsilon} = 480 \text{ sek}^{-1}$, statyczna krzywa umocnienia leży niżej niż taka sama krzywa uzyskana od $\epsilon_p = 0$. Obserwacja ta została potwierdzona na drodze badania twardości wg BRINELLA po statycznym i dynamicznym odkształceniu trwałym równym $\epsilon_p = 4,1\%$. Wyniki tych badań przytoczono poniżej dodając odpowiednią twardość wg VICKERSA

stan próbki	twardość HB	twardość HV ₃₀
wyżarzony	102	102
$\epsilon_p = 4,1\%$ dynamicznie	113	113
$\epsilon_p = 4,1\%$ statycznie	126	126

Najobszerniejsze wyniki badań omawianego efektu dla stali podano w pracy CAMPBELLA i MAIDENA [2]. Badania przeprowadzono na stali o zawartości 0,32%C. Z badań tych wynika, że wstępne dynamiczne odkształcenie trwałe powoduje obniżenie ponownej granicy plastycznego płynięcia w stosunku do statycznej krzywej umocnienia. Badania te przeprowadzono dla rosnących odkształceń trwałych do $\epsilon_p = 1,2\%$ oraz dla odkształcenia $\epsilon_p = 4,2\%$. Największy efekt zaobserwowano przy odkształceniach trwałych rzędu 1%. Dla $\epsilon_p = 1,2\%$ obniżenie ponownej granicy plastycznego płynięcia wynosi około 20% w stosunku do krzywej statycznej. HARRIS i WHITE [5] stwierdzili natomiast, że mikro-twardość dynamicznie odkształconych próbek stalowych o zawartości 0,04–0,05%C była wyższa niż próbek odkształconych statycznie do takiej samej wartości odkształcenia trwałego. Prędkość odkształcenia wstępnego wynosiła $\dot{\epsilon} \approx 50 \text{ sek}^{-1}$. Uzyskany wynik przytoczono niżej

stan próbki	μHV	$\epsilon_p = 5,5\%$ statycznie	162,4
wyżarzony	123,7	$\epsilon_p = 5,5\%$ dynamicznie	212,0.

*) Praca została wyróżniona w r. 1965 jedną z dwóch trzecich nagród na konkursie Zarządu Głównego PTMTS za najlepszą pracę doświadczalną z mechaniki.

Stwierdzono więc efekt odwrotny niż w badaniach omówionych poprzednio, należy jednak pamiętać, że badano mikrotwardość.

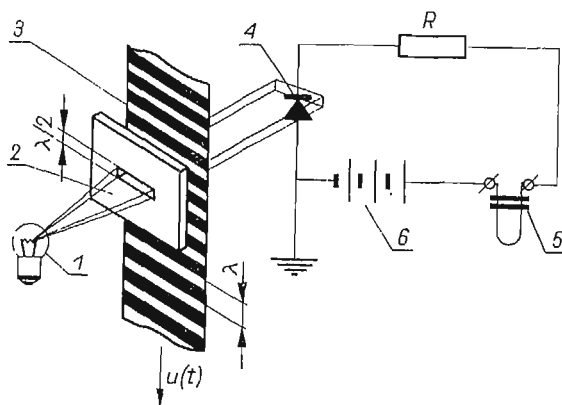
W pracach dotyczących zachowania się aluminium zaobserwowano następujące fakty. WASILIEW [12] stwierdził, że krzywa umocnienia aluminium po zmianie prędkości odkształcenia z większej prędkości na mniejszą leży wyżej od krzywej uzyskanej z mniejszą prędkością od $\epsilon_p = 0$. Obserwacja ta została potwierdzona w pracy [7]. Natomiast LINDHOLM [9] zaobserwował, że statyczna krzywa po wstępnym odkształceniu dynamicznym do $\epsilon_p = 6,5\%$ z prędkością $\dot{\epsilon} \approx 1000 \text{ sek}^{-1}$ pokrywa się z krzywą statyczną uzyskaną od $\epsilon_p = 0$. Obserwacje z dwóch poprzednich prac nie pokrywają się więc z wynikiem podanym przez LINDHOLMA, należy jednak dodać, że we wspomnianych dwóch pracach maksymalna prędkość odkształcenia była znacznie mniejsza (rzędu 1 sek^{-1}).

Dla dalszych badań omawianego efektu wybrano metodę pomiaru twardości wg. Vickersa. Pomiar twardości wykonywano po wstępnym odkształceniu dynamicznym przy rozciąganiu. Należy dodać, że pomiary twardości są proste i szybkie, a równocześnie twardość jest w przybliżeniu proporcjonalna do bieżącej granicy plastycznego płynięcia. Tak więc obranie metody pomiaru twardości wydaje się celowe.

2. Opis techniki eksperymentu

Dynamiczne rozciąganie próbek przeprowadzono na maszynie, w której tłok ciągnący próbkę był napędzany gazami prochowymi. Odpowiednio regulowana ilość prochu pozwalała na uzyskiwanie różnych odkształceń trwałych dla poszczególnych próbek.

Podczas badań dynamicznych dokonywano pomiarów prędkości odkształcenia za pomocą specjalnego ekstensometru. Zasada działania ekstensometru została przedstawiona



Rys. 1. Zasada działania ekstensometru

1-żarówka, 2-plytka ze szczeliną, 3-raster przemieszczający się w czasie, 4-fotodioda, 5-pętliczka oscylografu, 6-źródło prądu stałego zasilającego fotodiode

na rys. 1. Źródło światła w postaci małej żarówki 1 oświetla płytkę ze szczeliną 2; za płytką umieszczono ruchomy pasek filmu 3 z czarnymi prążkami (raster). Na osi żarówki i szczeliny poza rastrem znajduje się fotodioda 4. Podczas ruchu rastra szczelina w płytce 2 jest przysłaniania i odsłaniania, w ten sposób fotodioda wysyła prąd o przebiegu sinusoi-

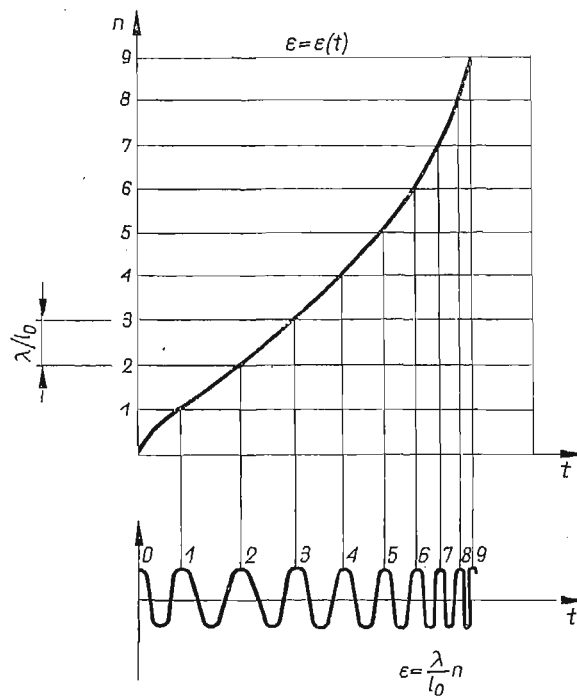
dalnym. W celu rejestracji przebiegu procesu w obwód zasilanej z baterii fotodiody włączono pętlíčkę oscylografu 5. W przypadku małej czułości pętlíčki w obwód fotodiody należy wprowadzić równocześnie wzmacniacz.

Opisany układ umożliwia łatwą rejestrację zachodzącego w czasie przemieszczenia dowolnego elementu, który jest połączony mechanicznie z ruchomym rastrem 3. W obecnym przypadku tym elementem jest jeden z uchwytów próbki.

Gdy znana jest podziałka rastra λ w mm i gdy został zarejestrowany przebieg w postaci sinusoidy przesuwania się rastra w czasie, wówczas można znaleźć przemieszczenie rastra w funkcji czasu. Określa je wzór

$$u = n\lambda,$$

gdzie przez u oznaczono przemieszczenie rastra, a przez n —kolejny numer danego wierzchołka sinusoidy, liczony od początku procesu. Ponieważ każdemu wierzchołkowi



Rys. 2. Wykres roboczy dla znajdowania przemieszczeń u lub odkształceń ε w funkcji czasu

sinusoidy (bierzemy np. pod uwagę wszystkie górne) odpowiada przesunięciu rastra o λ , wobec tego suma wierzchołków stanowi poszukiwane przesunięcie u . Stąd można

$$\varepsilon = \frac{u}{l_0}, \quad \varepsilon = \frac{\lambda}{l_0} n;$$

określić bieżące odkształcenie w danej chwili, l_0 jest początkową długością części pomiarowej próbki.

Podczas opracowywania oscylogramów, w celu znalezienia odkształcenia lub przemieszczenia w funkcji czasu $\varepsilon = \varepsilon(t)$ lub $u = u(t)$, najlepiej posługiwać się wykresem pokazanym na rys. 2.

Ekstensometr skonstruowany na omówionej zasadzie nadaje się zarówno do prób statycznych jak i dynamicznych. Szczególnie dodatnią cechą takiej konstrukcji przy pomiarach dynamicznych jest bardzo mała masa rastra, dzięki czemu unika się dodatkowych drgań części ruchomych ekstensometru, a tym samym zakłóceń w rejestracji przebiegu procesu. Oprócz tego ekstensometr rejestruje przebieg odkształcania aż do momentu zerwania próbki.

Wszystkie badania przeprowadzono na próbkach o bazie 100 mm i średnicy 10 mm. Uzyskiwane maksymalne prędkości odkształcania wahały się od $\dot{\epsilon} = 5 \text{ sek}^{-1}$ do $\dot{\epsilon} = 50 \text{ sek}^{-1}$ i były znacznie mniejsze od prędkości krytycznej wg CLARKA i WOODA, która dla stosowanych próbek wynosi $\dot{\epsilon}_{kr} \approx 250 \text{ sek}^{-1}$. Tym samym można było pominąć analizę falową i zagadnienie traktować jako quasi-statyczne.

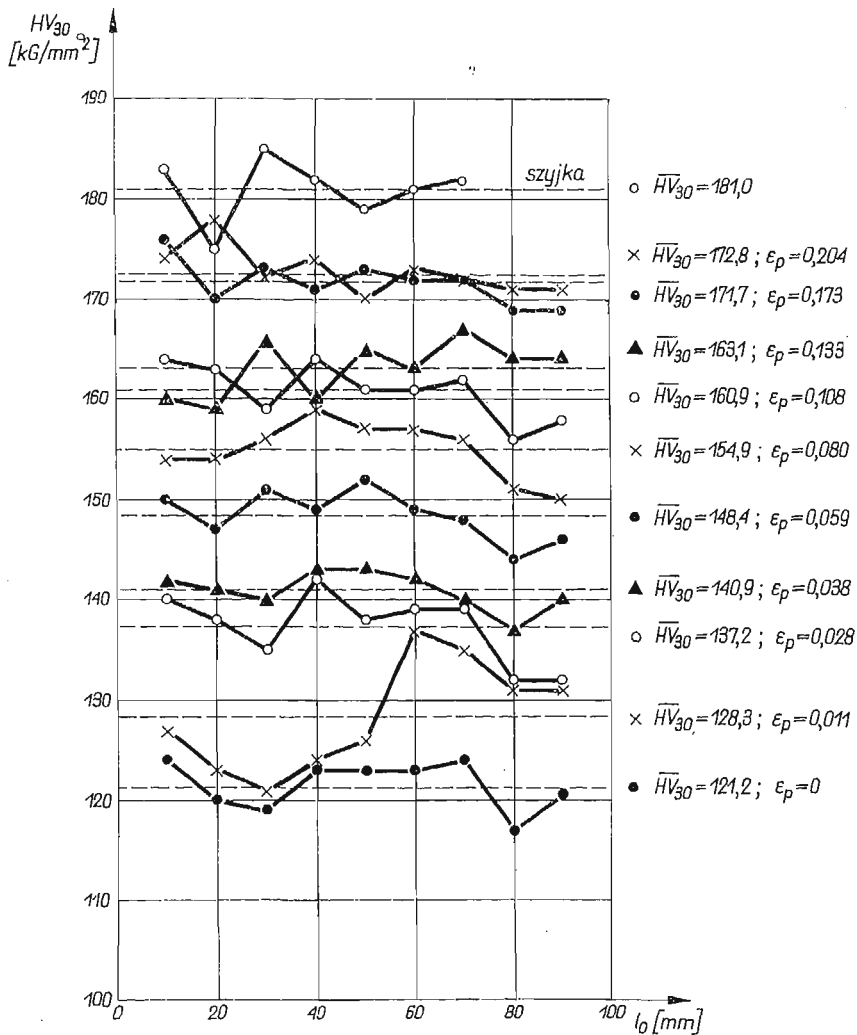
3. Wyniki doświadczeń dla stali

Do badań użyto miękkiej stali w stanie wyżarzonym o zawartości 0,2% C. Po wyżarzeniu dolna granica plastyczności wynosiła średnio $\sigma_{(m)} = 23,0 \text{ kG/mm}^2$, a uśredniona twardość $\overline{HV}_{30}^o = 122,3 \text{ kG/mm}^2$.

Pierwszą serię pomiarów twardości wykonano w celu znalezienia związku pomiędzy wstępnym odkształceniem plastycznym, uzyskanym w warunkach statycznych, a twardością. Kolejne odkształcenia plastyczne uzyskiwano w warunkach statycznych z prędkością odkształcania $\dot{\epsilon}_{stat} \approx 5 \cdot 10^{-4} \text{ sek}^{-1}$. Pomiarów twardości dokonywano w dziewięciu punktach wzdłuż tworzącej próbki, punkty pomiarowe były odległe od siebie o 10 mm. Uzyskane w ten sposób rozkłady twardości po kolejnych odkształceniach plastycznych przedstawiono na rys. 3. Liniami przerywanymi zaznaczono średnią twardość uzyskaną po danym odkształceniu plastycznym ϵ_p (oznaczenie \overline{HV}_{30}). Na podstawie otrzymanych wyników można znaleźć zależność pomiędzy wstępnym odkształceniem plastycznym a twardością. Doświadczenia takie przeprowadzono dla trzech próbek uśredniając otrzymane wyniki, a uśredniona zależność pomiędzy odkształceniem plastycznym ϵ_p a twardością \overline{HV}_{30} stanowiła podstawę do analizy następných danych. Doświadczenia wykazały, że dla odkształceń plastycznych do 3% obserwuje się znacznie bardziej nierównomierny rozkład twardości niż dla $\epsilon_p = 0$ lub dla większych wartości ϵ_p . Zjawisko to jest spowodowane niejednorodnym rozkładem odkształceń wzdłuż długości próbki w obszarze przystanku plastycznego. Jednak po uśrednieniu wyników wzrost twardości dla odkształceń $\epsilon_p < 3\%$ jest monotonicznie rosnący i zgodny z dalszym wzrostem twardości dla odkształceń $\epsilon_p > 3\%$.

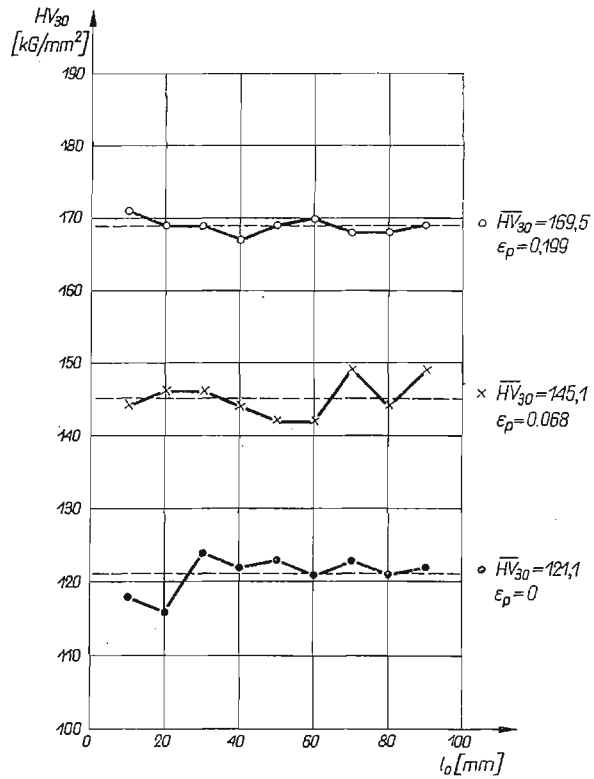
Następne doświadczenia polegały na wstępnym dynamicznym odkształcaniu poszczególnych próbek przy rosnących wartościach ϵ_p i pomiarach twardości. Po odkształceniu dynamicznym i zmierzeniu twardości próbki odkształcano ponownie w warunkach statycznych i ponownie mierzono twardość. Uzyskane w ten sposób rozkłady twardości dla dwóch próbek podano dla przykładu na rys. 4 i rys. 5, średnie wartości twardości \overline{HV}_{30} naniesiono jako linie przerywane.

Dla większości próbek odkształcaných dynamicznie dokonano pomiarów prędkości odkształcania, typowy wykres zmian odkształcania w czasie został przedstawiony na rys. 6.

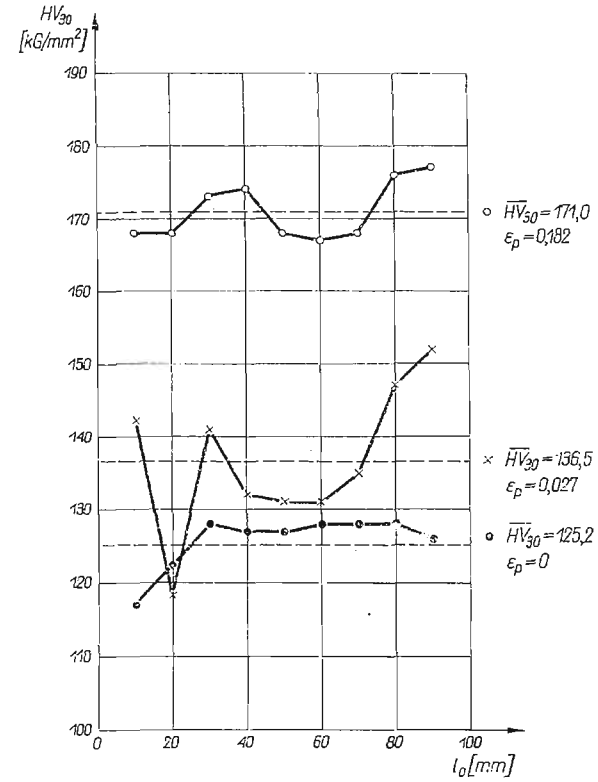


Rys. 3. Uzyskane rozkłady twardości po kolejnych odkształceniach plastycznych z prędkością $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-4}$ 1/sek. Liniami kreskowanymi i symbolem HV_{30} oznaczono średnie wartości twardości

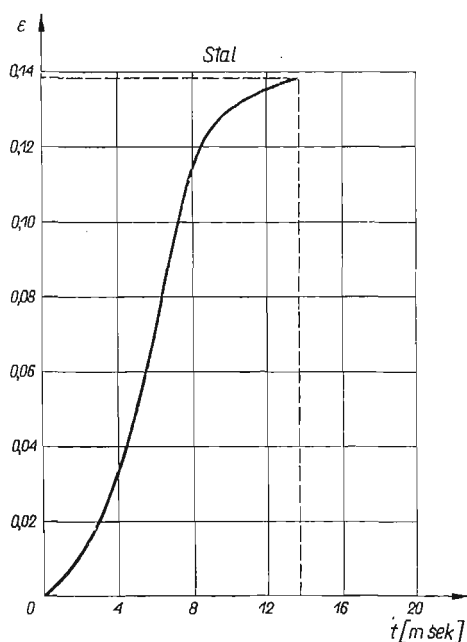
Po wykreślonym zróżniczkowaniu takich przebiegów jak przedstawiony na rys. 6 otrzymano wykresy zmian prędkości odkształcenia w funkcji odkształcenia. Trzy typowe wykresy dla trzech różnych wartości odkształceń trwałych ϵ_p podano na rys. 7. Na podstawie przedstawionych wykresów można stwierdzić, że w warunkach dynamicznych w miarę wzrostu odkształcenia prędkość odkształcenia szybko wzrasta, osiąga łagodne maksimum, a następnie maleje do zera. Maksymalne prędkości odkształcenia nie są niestety jednakowe dla różnych odkształceń trwałych, lecz rosną w przybliżeniu proporcjonalnie do uzyskiwanej wartości ϵ_p . Tym samym należy stwierdzić, że próbki odkształcane do różnych wartości ϵ_p posiadają różne przebiegi prędkości na płaszczyźnie $(\epsilon, \dot{\epsilon})$.



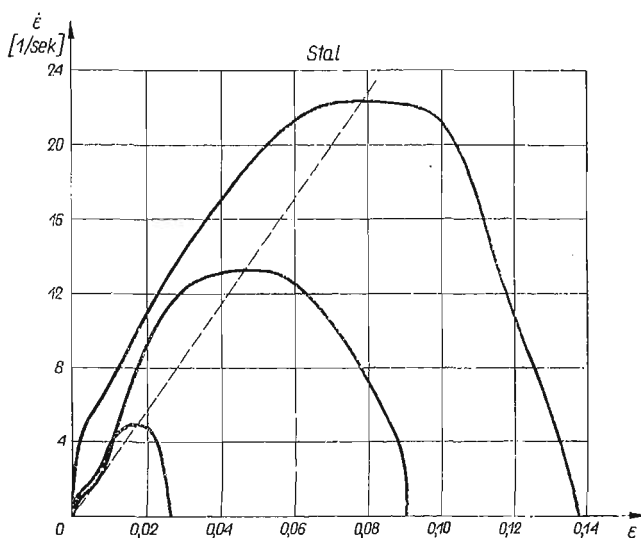
Rys. 4. Rozkłady twardości wzdłuż długości próbki; × po odkształceniu dynamicznym do $\epsilon_p = 0,068$; o po dalszym odkształceniu statycznym do $\epsilon_p = 0,199$



Rys. 5. Rozkłady twardości wzdłuż długości próbki; × po odkształceniu dynamicznym do $\epsilon_p = 0,027$; o po dalszym odkształceniu statycznym do $\epsilon_p = 0,182$



Rys. 6. Typowy wykres zmian odkształcenia w funkcji czasu podczas dynamicznego rozciągania

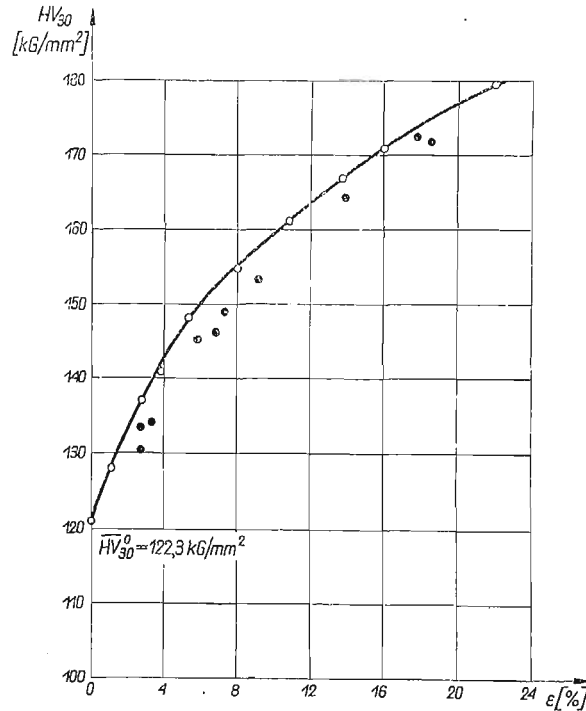


Rys. 7. Typowe wykresy zmian prędkości odkształcenia w funkcji odkształcenia dla stali

Zebrane zasadnicze wyniki doświadczeń nad efektem wpływu wstępnego odkształcenia dynamicznego na twardość stali podano na rys. 8. Linia ciągła przedstawia uśrednioną zależność twardości od odkształcenia plastycznego ϵ_p dla warunków statycznych, czarnymi punktami oznaczono średnie wartości otrzymane z pomiarów wzdłuż tworzącej próbek

po wstępnych rosnących odkształceniach dynamicznych. Wartości te poddano korekcji na rozrzut twardości dla poszczególnych próbek przy $\varepsilon_p = 0$.

Wszystkie punkty otrzymane z pomiarów twardości po odkształceniach dynamicznych leżą poniżej uśrednionej krzywej uzyskanej w warunkach statycznych. Punktów tych nie połączono linią ciągłą ze względu na różne wartości maksymalnych prędkości odkształcenia uzyskiwane przy różnych odkształceniach plastycznych. Pomimo mniejszych maksy-



Rys. 8. Zasadnicze wyniki doświadczeń nad efektem wpływu wstępnego odkształcenia dynamicznego na twardość; ○ uśredniona zależność uzyskana w warunkach statycznych; ● średnie wartości twardości po wstępnych rosnących odkształceniach dynamicznych

malnych prędkości odkształcenia największe zmniejszenie twardości obserwuje się w obszarze odkształceń trwałych od 6% do 8%. Dla większych odkształceń spadek twardości jest stosunkowo mniejszy.

Jak wspomniano poprzednio, próbki po wstępnym odkształceniu dynamicznym dociążano ponownie w warunkach statycznych, a następnie dokonywano powtórnych pomiarów twardości. Stwierdzono, że po odpowiednio dużym odkształceniu dodatkowym (rzędu 10%), średnie wartości twardości pokrywały się w przybliżeniu z uśrednionym przebiegiem twardości w funkcji ε_p dla warunków statycznych, a więc materiał wykazywał zdolność «zapominania» przebytej historii prędkości.

Ponieważ w pierwszym przybliżeniu można przyjąć, że bieżące naprężenie plastycznego płynięcia jest wprost proporcjonalne do twardości,

$$(1) \quad \sigma = C(\overline{HV}_{30}),$$

to podane uprzednio wnioski będą również słuszne w odniesieniu do tego naprężenia.

4. Dyskusja wyników dla stali

Jak wynika z rys. 8, badana stal wykazuje mniejszą twardość po odkształceniu uzyskanym w warunkach dynamicznych niż twardość zmierzona przy tym samym odkształceniu, otrzymanym w warunkach statycznych, przy czym zmniejszenie twardości nie zależy w prosty sposób od maksymalnej prędkości odkształcenia. Powyższa obserwacja jest zgodna z wynikami doświadczeń zamieszczonymi w pracy CAMPBELLA i MAIDENA [2], w której minimum ponownej granicy plastycznego płynięcia stwierdzono w zakresie odkształceń rzędu 1%. Obecnie nie ulega więc wątpliwości, że własności mechaniczne stali po trwałym odkształceniu dynamicznym zależą od historii prędkości, innymi słowy od postaci funkcji $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$, podobnie jak to stwierdzono dla aluminium w pracy [7]. Na podstawie przytoczonych wyników doświadczalnych można przypuszczać, że zależność ta dla stali jest dosyć skomplikowana i podanie jakichkolwiek związków ilościowych jest obecnie niemożliwe. Analizę zachowania się stali komplikuje dodatkowo fakt, że po bardzo dużych prędkościach deformacji obserwuje się gwałtowny wzrost twardości [4, 6, 11]. W miarę zwiększania prędkości odkształcenia równolegle wzrasta składowa hydrostatyczna tensora naprężenia, gdyż bardzo duże prędkości deformacji można otrzymywać jedynie przy ściskaniu z równoczesnym istnieniem silnego efektu bezwładności poprzecznej. Należy przypuszczać, że przy odkształcaniu metali z bardzo dużymi prędkościami za pomocą ładunków wybuchowych ciśnienie staje się czynnikiem dominującym, a fala uderzeniowa ciśnienia powoduje zmiany własności mechanicznych, które można śledzić za pośrednictwem pomiarów twardości. ZUKAS i FOWLER [11] stwierdzili, że żelazo wykazuje następujący wzrost twardości po odpowiednich impulsach ciśnienia:

stan	twardość HV
wyżarzony	155
po impulsie ciśnienia 164 kbar	225
po impulsie ciśnienia 210 kbar	260.

DIETER [4] zaobserwował następujący wzrost twardości dla stali o zawartości 0,17% C po odpowiednich impulsach ciśnienia

stan	twardość HV ₁ kG/mm ²	σ_{p1} kG/mm ²	R_p kG/mm ²	σ_{p1}/HV_1
wyżarzony	85	24,6	40,8	0,289
impuls ciśnienia 95 kbar	160	43,6	50,6	0,273
impuls ciśnienia 260 kbar	260	80,9	87,9	0,311.

Można tu stwierdzić, że stosunek granicy plastycznego płynięcia po impulsie ciśnienia do zmierzonej twardości jest prawie stały; średnia wartość $C = \sigma_{p1}/HV_1$ wynosi $\bar{C} = 0,291$. Równocześnie zauważono, że znacznie szybszy wzrost twardości obserwuje się dla ciśnień większych od 130 kbar; zjawisko to tłumaczy się zachodzącą przemianą fazową przy tym ciśnieniu. Oprócz DIETERA również HOLTZMAN i COWAN [6] zaobserwowali znaczny wzrost twardości oraz ponownej granicy plastycznego płynięcia w stosunku do tych samych wielkości uzyskanych w warunkach walcowania na zimno przy jednakowym odkształceniu, przy czym w warunkach dynamicznych brano pod uwagę odkształcenie chwilowe, obliczone

ze zmian objętości. W opisanych warunkach dużej prędkości odkształcenia wzrost twardości może być wywołany co najmniej trzema czynnikami, mianowicie:

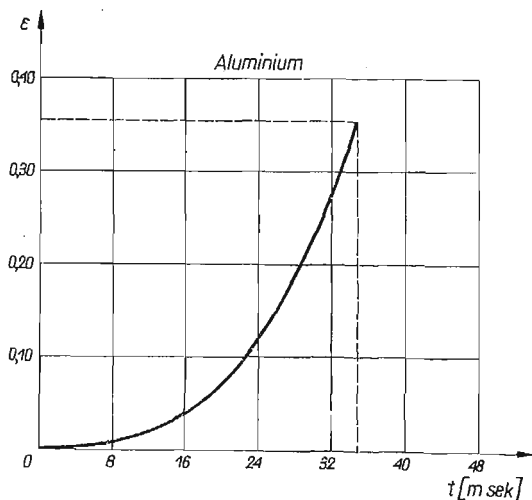
- a) fizycznym umocnieniem na skutek odkształcenia metalu,
- b) intensywnym bliźniakowaniem, które zachodzi w opisanych warunkach,
- c) fazową przemianą, która jest wywołana dużym ciśnieniem i zachodzi dla żelaza oraz stopów na bazie żelaza.

Porównanie wyników obecnej pracy z wynikami otrzymanymi przy bardzo dużych prędkościach deformacji prowadziłyby do wniosku, że dla pewnego zakresu prędkości i odkształceń zachodzi minimum twardości, a tym samym minimum granicy plastycznego płynięcia. Minimum to może zawierać się w przybliżeniu w zakresie prędkości $10 \text{ sek}^{-1} < \dot{\epsilon} < 1000 \text{ sek}^{-1}$; oczywiście podane granice są orientacyjne. Zagadnienie to dotychczas nie zostało zbadane.

5. Wyniki doświadczeń dla aluminium

Badania przeprowadzono na aluminium 99,90% Al w stanie wyżarzonym. Średnia twardość badanego aluminium w stanie wyżarzonym wynosiła $\overline{HV}_5^0 = 18,40 \text{ kG/mm}^2$.

Wpływ wstępnego dynamicznego odkształcenia na twardość badano jedynie po zerwa-

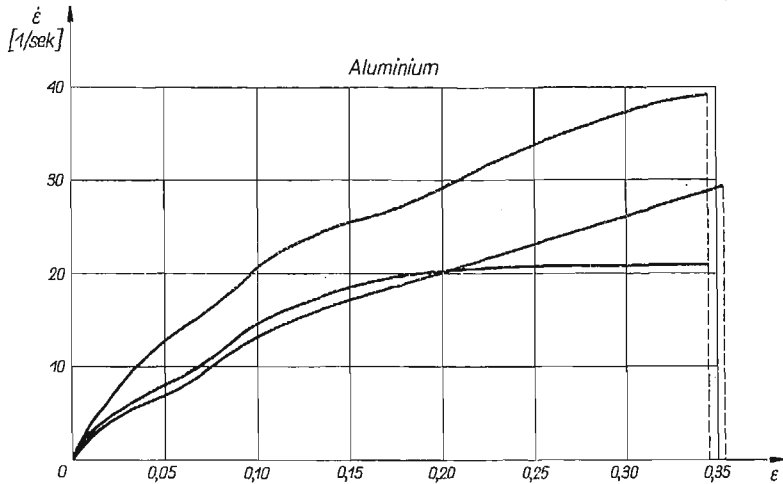


Rys. 9. Typowy wykres zmian odkształcenia w czasie dla zrywanej próbki aluminiowej

niu próbek poprzez pomiar twardości wzdłuż tworzącej próbki na części równomiernego wydłużenia. Prędkość odkształcenia zrywanych dynamicznie próbek mierzono metodą opisaną na wstępie. Na rys. 9 przedstawiono typowy wykres zmian odkształcenia w czasie dla zrywanej próbki. Prędkość odkształcenia wzrasta szybko począwszy od zera i jest największa w momencie zerwania próbki. Po zróżniczkowaniu otrzymanych wykresów znaleziono przebiegi zmian prędkości odkształcenia w funkcji odkształcenia, a więc funkcje $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$. Trzy typowe przebiegi funkcji podano na rys. 10. Z rysunku wynika, że dla badanych próbek aluminiowych obserwuje się w przybliżeniu proporcjonalny wzrost pręd-

kości odkształcenia z odkształceniem, a maksymalna prędkość przy zerwaniu wynosi $\dot{\epsilon} \approx 40 \text{ sek}^{-1}$.

Oddzielną partię próbek zerwano w warunkach statycznych z prędkością $\dot{\epsilon}_{\text{stat}} \approx 5 \cdot 10^{-4} \text{ sek}^{-1}$ i również zmierzono twardość na częściach próbek o wydłużeniu równo-



Rys. 10. Trzy typowe przebiegi funkcji $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$ dla zrywanych próbek aluminiowych; pionowymi liniami kreskowanymi oznaczono wydłużenia równomierne, $\dot{\epsilon} = 29,87 \text{ sek}^{-1}$

miernym. Równocześnie dokonano pomiarów wydłużenia równomiernego ϵ_r , na próbkach odkształconych statycznie i dynamicznie. Otrzymane wyniki liczbowe podano niżej.

Uśrednione twardości po rozerwaniu statycznym i dynamicznym są następujące:

$$(\overline{HV}_5)_{\text{stat}} = 31,01 \text{ kG/mm}^2; \quad (\overline{HV}_5)_{\text{dyn}} = 33,83 \text{ kG/mm}^2,$$

obserwuje się więc wzrost twardości po odkształceniu dynamicznym. Względny przyrost obliczymy ze wzoru:

$$\alpha = \frac{(\overline{HV}_5)_{\text{dyn}} - (\overline{HV}_5)_{\text{stat}}}{(\overline{HV}_5)_{\text{stat}}} = \frac{\Delta \overline{HV}_5}{(\overline{HV}_5)_{\text{stat}}},$$

$$\alpha = 0,091, \text{ więc } \frac{\Delta \overline{HV}_5}{(\overline{HV}_5)_{\text{stat}}} = 9,1\%; \text{ wzrost ten wynosi } 9,1\%.$$

Zaobserwowano także wzrost wydłużenia równomiernego po odkształceniu dynamicznym

$$(\overline{\epsilon}_r)_{\text{stat}} = 0,2950, \quad (\overline{\epsilon}_r)_{\text{dyn}} = 0,3454,$$

względny przyrost wydłużenia wynosi:

$$\delta = \frac{(\overline{\epsilon}_r)_{\text{dyn}} - (\overline{\epsilon}_r)_{\text{stat}}}{(\overline{\epsilon}_r)_{\text{stat}}},$$

$\delta = 0,1705, \delta \approx 17\%$. W warunkach dynamicznych zachodzi więc wzrost wydłużenia równomiernego o 17%.

6. Dyskusja wyników dla aluminium

Wobec wzrostu wydłużenia równomiernego w warunkach dynamicznych zaobserwowany wzrost twardości może być spowodowany dwoma czynnikami: większym umocnieniem fizycznym, wynikającym ze wzrostu odkształcenia, lub nieco odmiennym mechanizmem deformacji plastycznej w warunkach dynamicznych. Aby zanalizować oddzielnie obydwie wymienione czynniki, wprowadzimy poprawkę na twardość w warunkach statycznych uwzględniającą wzrost odkształcenia do $(\varepsilon_r)_{dyn}$. W tym celu skorzystamy ze wzoru na naprężenie plastycznego płynięcia, który dobrze opisuje krzywą umocnienia aluminium w stanie wyżarzonym dla $\varepsilon > 0,01$ (wg. pracy [8]),

$$(2) \quad \sigma = B\varepsilon^m \dot{\varepsilon}^n,$$

gdzie B jest modułem plastyczności, m wykładnikiem umocnienia, n czułością na prędkość.

Oznaczmy

$$\sigma_1 = B(\varepsilon_r)_{stat}^m \dot{\varepsilon}_{stat}^n, \quad \sigma_2 = B(\varepsilon_r)_{dyn}^m \dot{\varepsilon}_{stat}^n;$$

po podzieleniu stronami

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left[\frac{(\varepsilon_r)_{dyn}}{(\varepsilon_r)_{stat}} \right]^m;$$

korzystając z (1) mamy

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{(\overline{HV}_5)_{stat}'}{(\overline{HV}_5)_{stat}};$$

stąd

$$(3) \quad (\overline{HV}_5)_{stat}' = (\overline{HV}_5)_{stat} \left[\frac{(\varepsilon_r)_{dyn}}{(\varepsilon_r)_{stat}} \right]^m.$$

Po podstawieniu wartości liczbowych $(\varepsilon_r)_{dyn}$, $(\varepsilon_r)_{stat}$ oraz wykładnika umocnienia m , który dla aluminium wynosi $m \approx 0,25$, otrzymujemy poprawioną wartość twardości

$$(\overline{HV}_5)_{stat}' = 32,25 \text{ kG/mm}^2;$$

stąd $a' = 0,049$, $a' = 4,9\%$.

Pomimo uwzględnienia wzrostu wydłużenia równomiernego otrzymano około 5% wzrostu twardości.

Wynik ten jest zgodny z wynikami podanymi w pracach [12 i 7], gdzie stwierdzono wzrost granicy ponownego uplastycznienia po dużej prędkości odkształcenia. W pracy [7] stwierdzono ponadto, że wspomniany efekt zależy od dwóch czynników w momencie zmiany prędkości: od historii prędkości na płaszczyźnie $(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ (od postaci funkcji $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$) oraz od wielkości skoku prędkości. Wzór otrzymany w pracy [7] na przyrost naprężenia $\Delta\tau$ w warunkach jednoosiowego ścinania przy zmianie prędkości z dużej na małą w momencie zmiany prędkości ma postać:

$$(4) \quad \Delta\tau = A\lambda(\text{tg}\gamma)_w \left[\frac{(\text{tg}\gamma)_w}{(\text{tg}\gamma)_d} - 1 \right]^q,$$

gdzie A oraz q oznaczają stałe materiałowe, $(\text{tg}\gamma)_w$ tangens kąta odkształcenia postaciowego w momencie zmiany prędkości, $(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_w$ — prędkość tangensa kąta odkształcenia postaciowego przed zmianą prędkości, $(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_d$ — ta sama wielkość po zmianie prędkości, przy czym wzór jest słuszny dla $(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_w \geq (\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_d$ oraz dla $d(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)/d(\text{tg}\gamma) \geq 0$. Przez λ oznaczono współczynnik wypełnienia zdefiniowany w następujący sposób:

$$\lambda = \frac{\int_0^{(\text{tg}\gamma)_w} \varphi(\text{tg}\gamma) d(\text{tg}\gamma)}{(\text{tg}\gamma)_w (\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_w};$$

funkcja podcałkowa $\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma = \varphi(\text{tg}\gamma)$ określa historię prędkości na płaszczyźnie $(\text{tg}\gamma, \dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)$.

W celu ilościowego oszacowania zaobserwowanego wzrostu twardości dokonamy transformacji zmiennych we wzorze (4) tak, aby był słuszny w warunkach jednoosiowego rozciągania lub ściskania. Podstawiając

$$\tau = \frac{\sigma}{\sqrt{3}}, \quad \text{tg}\gamma = \sqrt{3} \ln(1 + \epsilon),$$

mamy

$$\Delta\sigma = 3A\lambda \ln(1 + \epsilon_w) \left[\frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_d} - 1 \right]^q, \quad (5)$$

$$\frac{(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_w}{(\dot{\text{t}}\dot{\text{g}}\gamma)_d} \approx \frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_d}, \quad \lambda = \frac{\int_0^{\epsilon_w} \dot{\epsilon}(\epsilon) d\epsilon}{\dot{\epsilon}_w \epsilon_w}.$$

Na podstawie zależności (1) mamy

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_r} \approx \frac{\Delta(\text{HV}_{5})'_{\text{stat}}}{(\text{HV}_{5})'_{\text{stat}}} = \alpha'; \quad (6)$$

naprężenie w momencie rozerwania próbki σ_r znajdujemy ze wzoru (2) przy uwzględnieniu $(\epsilon_r)_{\text{dyn}}$

$$\sigma_r = B(\epsilon_r)_{\text{dyn}}^m \dot{\epsilon}_{\text{stat}}^n, \quad \dot{\epsilon}_d = \dot{\epsilon}_{\text{stat}}, \quad (7)$$

po podstawieniu (5) i (7) do (6) mamy

$$\alpha' = \frac{3A\lambda \ln[1 + (\epsilon_r)_{\text{dyn}}]}{B(\epsilon_r)_{\text{dyn}}^m \dot{\epsilon}_{\text{stat}}^n} \left[\frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_{\text{stat}}} - 1 \right]^q. \quad (8)$$

Otrzymano więc wzór na oszacowanie wzrostu twardości aluminium po wstępnym odkształceniu dynamicznym. Dla uproszczenia rachunku przyjmiemy $\ln[1 + (\epsilon_r)_{\text{dyn}}] \approx (\epsilon_r)_{\text{dyn}}$, wówczas

$$\alpha' = \frac{3A\lambda}{B\dot{\epsilon}_{\text{stat}}^n} (\epsilon_r)_{\text{dyn}}^{1-m} \left[\frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_{\text{stat}}} - 1 \right]^q;$$

dla zrekompensowania pominięcia $\ln[1 + (\epsilon_r)_{\text{dyn}}]$ przyjmiemy $\epsilon_r = (1/2)/[(\epsilon_r)_{\text{stat}} + (\epsilon_r)_{\text{dyn}}] = 0,32$. Stałe materiałowe A , q , B , m , n dla aluminium przyjmujemy z prac [7 i 8], $A = 0,0106 \text{ kG/mm}^2$; $q = 0,404$; $B = 15,0 \text{ kG/mm}^2$; $m = 0,25$; $n = 0,02$. Średnia wartość $\dot{\epsilon}_w$ obliczona z rys. 10 wynosi $\dot{\epsilon}_w = 29,87 \text{ sek}^{-1}$, wartość współczynnika wypełnienia λ

przyjęto równą 0,6, $\lambda = 0,6$, $\dot{\epsilon}_{\text{stat}} = 5 \cdot 10^{-4} \text{sek}^{-1}$. Po podstawieniu wszystkich wielkości i obliczeniu otrzymano następującą wartość a' :

$$a' = 0,054, \text{ a więc } a' = 5,4\%,$$

wobec wartości $a' = 4,9\%$ otrzymanej na drodze doświadczalnej. Należy podkreślić dobrą zgodność oszacowania z wynikiem doświadczalnym.

Stwierdzony w obecnej pracy wzrost twardości jest potwierdzeniem uzyskanych w inny sposób wyników w pracach [7 i 12], jednak nie jest zgodny z wynikiem podanym przez LINDHOLMA [9], gdzie nie stwierdzono wzrostu naprężenia plastycznego płynięcia po prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}_{\text{dyn}} \approx 1000 \text{ 1/sek}$. Porównanie tych wyników prowadziłoby do wniosku, że dla aluminium w zakresie prędkości $10^{-3} \text{ sek}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^3 \text{ sek}^{-1}$ może istnieć maksimum wzrostu twardości po wstępnym odkształceniu z dużą prędkością; podane graniczne prędkości są jednak orientacyjne. Wniosek ten dotyczy również naprężenia plastycznego płynięcia po wstępnym odkształceniu dynamicznym. Przypuszczalne maksimum nie zostało dotychczas stwierdzone na drodze doświadczalnej.

6. Wnioski

Spośród ważniejszych wniosków, które wynikają z obecnej pracy, należy wymienić:

1. Dla miękkiej stali obserwuje się zmniejszenie twardości po wstępnym odkształceniu dynamicznym z maksymalnymi prędkościami od 4 sek^{-1} do 50 sek^{-1} , proporcjonalnymi do trwałego odkształcenia. Największe wartości spadku twardości w stosunku do twardości uzyskanej w warunkach statycznych zaobserwowano dla odkształceń od 6% do 8%.

2. Przeprowadzona analiza istniejących prac wykazała, że dla stali należy się spodziewać największego spadku twardości w zakresie prędkości wstępnego odkształcenia od 10 sek^{-1} do 10^3 sek^{-1} . Przy bardzo dużych prędkościach deformacji i towarzyszącej fali uderzeniowej ciśnienia obserwuje się gwałtowny wzrost twardości.

3. Dla aluminium stwierdzono wzrost twardości rzędu 5% po dynamicznym zerwaniu próbek (przy odkształceniu równomiernym $\epsilon_r \approx 0,3$) w stosunku do twardości próbek zerwanych statycznie.

4. W oparciu o wyniki podane tutaj oraz w innych pracach należy przypuszczać, że dla aluminium w przedziale prędkości odkształcenia od 10^{-3} sek^{-1} do 10^3 sek^{-1} zachodzi maksimum wzrostu twardości.

Zaobserwowane efekty są wynikiem nieco odmiennego mechanizmu deformacji plastycznej przy różnych prędkościach odkształcenia. Ogólny wniosek, który wypływa z obecnej pracy i z prac diskutowanych, można zawrzeć w stwierdzeniu, że w granicach prędkości od 10^{-5} sek^{-1} do 10^3 sek^{-1} efekty historii prędkości są drugiego rzędu w stosunku do naprężenia plastycznego płynięcia otrzymywanego w warunkach statycznych, rzadko przekraczając 10% wartości tego naprężenia.

Literatura cytowana w tekście

1. J. D. CAMPBELL, J. DUBY, *The yield behaviour of mild steel in dynamic compression*, Proc. Roy. Soc. Ser. A, 1204, 236 (1956), 24.
2. J. D. CAMPBELL, C. J. MAIDEN, *The effect of impact loading on the static yield strength of a medium-carbon steel*, J. Mech. Phys. of Solids, 1, 6 (1957), 58.

3. D. S. CLARK, D. S. WOOD, *The influence of specimen dimension and shape on the results in tension impact testing*, Proc. ASTM, **50** (1950), 577.
4. G. E. DIETER, *Metallurgical effects of high-intensity shock waves in metals*, «Response of Metals to High Velocity Deformation». Metallurgical Society Conferences, Interscience Publishers, New York 1961.
5. D. B. HARRIS, M. P. WHITE, *Comparison of the hardening produced in a yield-point steel by uniaxial loading under static and under dynamic conditions*, J. Appl. Mech., **21** (1954), 194.
6. A. H. HOLTZMAN, G. R. COWAN, *The strengthening of austenitic manganese steel by plane shock waves*, «Response of Metals to High Velocity Deformation», Metallurgical Society Conferences, Interscience Publishers, New York 1961.
7. J. KLEPACZKO, *Wpływ zmian prędkości odkształcenia na krzywą umocnienia aluminium*, Rozprawa doktorska, Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Warszawa 1965.
8. J. KLEPACZKO, *O potęgowej postaci mechanicznego równania stanu z uwzględnieniem temperatury*, Rozpr. Inżyn., **3**, **13** (1965), 561.
9. U. S. LINDHOLM, *Some experiments with the split Hopkinson pressure bar*, J. Mech. Phys. of Solids, **5**, **12** (1964), 317.
10. F. V. WARNOCK, J. A. POPE, *The change in mechanical properties of mild steel under repeated impact*, Proc. Inst. Mech. Engrs., **157** (1947), 33.
11. E. G. ZUKAS, C. M. FOWLER, *The behavior of iron and steel under impulsive loading*, «Response of Metals to High Velocity Deformation», Metallurgical Society Conferences, Interscience Publishers, New York 1961.
12. Л. И. ВАСИЛЬЕВ, Л. И. ЭРЕМИНА, *О некоторых особенностях пластического растяжения с переменной скоростью*, ДАН, **6**, **93** (1953), 1019.

Резюме

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА ТВЕРДОСТЬ МЯГКОЙ СТАЛИ И АЛЮМИНИЯ

В работе дается описание и обсуждение экспериментальных результатов, цель которых состояла в исследовании влияния предварительной динамической деформации на твердость мягкой стали и алюминия. Предварительная динамическая деформация при растяжении достигалась при скоростях от 5 сек^{-1} до 50 сек^{-1} , а влияние такой деформации исследовалось с помощью измерения твердости методом Викерса.

В экспериментах было обнаружено, что для мягкой стали характерно уменьшение твердости после предварительной, остаточной динамической деформации по отношению к твердости, полученной после такой же статической деформации (скорость деформации в статических условиях $\dot{\epsilon}_{\text{stat}} \approx 5 \cdot 10^{-1} \text{ 1/сек}$). Анализ существующих работ показал, что для стали следует ожидать наибольшего уменьшения твердости в диапазоне скоростей предварительного деформирования от 10 сек^{-1} до 10^3 1/сек . Однако при очень больших скоростях деформации (порядка 10^4 – 10^7 сек^{-1}) с сопутствующей ударной волной давления, наблюдается резкое повышение твердости.

Для алюминия наблюдалось повышение твердости порядка 5%, после динамического разрыва образцов (при равномерной деформации $\epsilon_r = 0,3$) по отношению к твердости образцов при статическом разрыве.

Констатируется, что наблюдаемые эффекты являются результатом механизма пластической деформации, несколько разного при разной скорости деформации. Общее заключение, которое вытекает из настоящей работы и из обсуждаемых работ, заключается в том, что в пределах скоростей предварительного деформирования от 10^{-6} 1/сек до 10^3 1/сек эффекты «истории» скоростей являются эффектами второго порядка по отношению к напряжению пластического течения, соответствующего статической кривой упрочнения и редко превышают 10% его значения.

Summary

THE INFLUENCE OF DYNAMIC STRAIN
ON THE HARDNESS OF MILD STEEL AND ALUMINIUM

The author describes experiments concerning the influence of tension impact on the hardness of mild steel and aluminium. The dynamic tensional strains are carried out with the strain rates from 5 to 50 sec⁻¹. The influence of the strains was studied using the Vickers hardness measurement.

The experiments show that in case of mild steel the decrease of hardness is observed in the dynamic conditions after prior permanent strains as compared with the hardness obtained for the strain of the same value but measured in the dynamic conditions (the strain rate in the static conditions was $\dot{\epsilon}_{\text{stat}} \approx 5 \cdot 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$). On the basis of the works published by other authors, it has been stated that the highest drop of hardness for steel is to be expected after prior permanent strains with strain rates ranging from 10 to 10³ sec⁻¹. In case of very strain rates however (of the value from 10⁴ to 10⁷ sec⁻¹) with accompanying shock wave of the pressure, the hardness increases rapidly.

The hardness of aluminium after dynamic fracture (for uniform strain $\epsilon_p \approx 0.3$) was approximately 5 percent higher than that of specimens fractures statically.

The observed effects may be caused by slightly different mechanisms of plastic deformation for different rates of deformation. The following general conclusion may be drawn from both the present work and the publications discussed. In case of the prior rate of deformation ranging from 10⁻⁶ to 10³ sec⁻¹ the strain rate history effects are of the second order as compared with the flow stresses of the static strain hardening curve. The values seldom exceed 10 percent of the stresses obtained in the static conditions.

ZAKŁAD MECHANIKI OŚRODKÓW CIĄGLYCH
INSTYTUTU PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI PAN

Praca została złożona w Redakcji dnia 29 października 1965 r
