

DOŚWIADCZALNA ANALIZA NIE USTALONEJ, POCZĄTKOWEJ FAZY PROCESU WYCISKANIA METALI

JAN PIWNİK (BIAŁYSTOK)

Praca zawiera wyniki doświadczalne i dyskusję zjawisk zachodzących w nie ustalonym, początkowym etapie procesu wyciskania współbieżnego na zimno cylindrycznych próbek ze stopu PA4. Przedstawiono trzy obrazy rozkładu wektorów prędkości przemieszczeń w płaszczyźnie wzdłużnej próbki, obrazy prędkości w płaszczyźnie fizycznej otrzymano metodą wizjoplastyczności. Odpowiadały one trzem sytuacjom nie ustalonego, początkowego okresu deformacji materiału. Jednocześnie w sześciu próbkach cylindrycznych, w ich płaszczyznach wzdłużnego, symetrycznego podziału wykonano w kilkudziesięciu punktach pomiary twardości HM . Wyciskane próbki odpowiadały kolejnym fazom zapełniania materiałem objętości stożka matrycy. Pola twardości HM wykorzystano do określenia niejednorodności plastycznej wyciskanego materiału. Niejednorodność plastyczną utożsamiono pośrednio ze wzmocnieniem izotropowym deformowanego plastycznie materiału. Zwrócono uwagę na szczególną przydatność wyników doświadczalnych do teoretycznej analizy nie zbadanej dotychczas, nie ustalonej fazy procesu wyciskania osiowo-symetrycznego.

1. WPROWADZENIE

Znajomość zjawisk występujących w początkowym okresie deformacji metalu przy przemieszczaniu go w kierunku zmniejszającego się wymiaru średnicy stożkowej matrycy jest punktem wyjścia do pełnej teoretycznej analizy procesów wyciskania osiowo-symetrycznego.

Początkowa faza zapełniania materiałem oczka matrycy w procesie współbieżnego wyciskania nie była dotąd szerzej analizowana w literaturze. Prace związane z opisem tego procesu dotyczą przede wszystkim ustalonej fazy wyciskania, gdy materiał całkowicie wypełnił objętość stożka matrycy. Zagadnienie ustalonego płynięcia materiału w procesach

wyciskania było przedmiotem teoretycznej i doświadczalnej analizy bardzo licznej grupy publikacji i książek. Można tu wymienić na przykład uznane monografie [1,2,3,4,5].

Celem niniejszej pracy jest pokazanie rozkładu prędkości przemieszczeń oraz pól niejednorodności granicy plastyczności w kilku etapach odkształcenia materiału, znajdującego się w początkowej fazie wypełniania objętości stożka matrycy podczas wyciskania na zimno próbek cylindrycznych wykonanych ze stopu aluminium PA4.

Pola niejednorodności plastycznej utożsamiane pośrednio ze wzmocnieniem izotropowym określano pomiarami twardości metodyką, której podstawy omówiono w pracach [6,7,8,9,10,11].

Rozpatrywana dalej wstępna, nie ustalona faza deformacji metalu może występować nie tylko w technologiach wyciskania prętów, ale również w bezwiórowych technologiach kształtowania na zimno stożkowych czopów do łożysk lub innych elementów konstrukcyjnych. Stąd znajomość rozkładu umocnienia w zdeformowanym plastycznie materiale takich elementów ma duże znaczenie poznawcze i praktyczne.

2. POLA PRĘDKOŚCI PRZEMIESZCZEŃ

Początkową fazę procesu wyciskania zrealizowano na przyrządzie własnej konstrukcji [6] z dwuczęściową składaną komorą, w której umieszczono próbkę złożoną z dwóch półcylindrycznych połówek. Osiowo-symetryczną próbkę o średnicy wyjściowej $D = 50$ mm i wysokości $H = 110$ mm wykonano ze stopu aluminium PA4. Na płaszczyznę podziału, którą stanowiła płaszczyzna południkowa jednej z połówek, naniesiono siatkę kwadratową złożoną z linii oddalonych o $2^{\pm 0,1}$ mm. Wyciskanie prowadzono w matrycy o nachyleniu tworzącej stożka $\alpha = 30^\circ$ C z prędkością stempla $V_0 = 5$ mm/min bez smarowania, ale z wysoką gładkością kontaktujących się powierzchni.

Przed wyciskaniem próbkę poddano wyżarzaniu ujednorodniającemu. Po każdym kroku odpowiadającym przemieszczeniu stempla demontowano matrycę i wykonywano na specjalnym stanowisku zdjęcie zdeformowanej siatki. Na podstawie kolejnych zdjęć, łącząc ze sobą punkty odpowiadające położeniom węzłów siatki, określano wektory przemieszczeń. Dzieląc moduły tych wektorów przez czas poprzedzającego

etapu obciążenia, otrzymujemy graficznie wektory prędkości i przez
mieszanie wektorów zdeformowanej, uprzędnio kwadratowej siatki.

Wyniki badań zestawiono graficznie na rys. 1. Manry tu pokazane do-
łowe rozkładły prędkości przemieszczania punktów siatki.

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

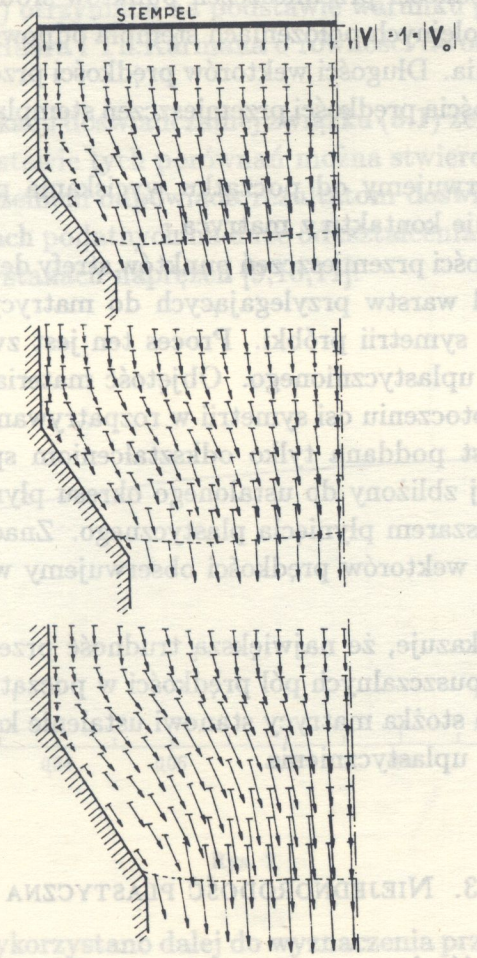
prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości

prędkości w trzech kierunkach. Długość wektorów jest proporcjonalna
do wartości prędkości. Wskazują one kierunek i wielkość prędkości



Rys. 1

etapu odkształcenia otrzymywano graficznie wektory prędkości i przemieszczeń węzłów zdeformowanej, uprzednio kwadratowej siatki.

Wyniki badań zestawiono graficznie na rys.1. Mamy tu pokazane polowe rozkłady prędkości przemieszczeń punktów środkowego przekroju próbki w trzech kolejnych położeniach stempla odpowiadających wstępnej fazie wyciskania. Długości wektorów prędkości przemieszczeń można porównać z wielkością prędkości przemieszczeń stempla V_0 , którą przyjęto za jednostkową.

Na rys.1 obserwujemy od początku wyciskania proces hamowania materiału w rejonie kontaktu z matrycą.

Moduły prędkości przemieszczeń punktów strefy deformacji narastają monotonicznie od warstw przylegających do matrycy w kierunku ruchu stempla i osi symetrii próbki. Proces ten jest związany z tworzeniem się obszaru uplastycznionego. Objętość materiału znajdująca się w bezpośrednim otoczeniu osi symetrii w rozpatrywanych dwóch pierwszych etapach jest poddana tylko odkształceniom sprężystym. Etap trzeci, najbardziej zbliżony do ustalonego okresu płynięcia, cechuje się powiększonym obszarem płynięcia plastycznego. Znaczne zmiany wielkości i kierunków wektorów prędkości obserwujemy w rejonach naroży matryc.

Rysunek 1 wskazuje, że największą trudność przed zaplanowaniem kinematycznie dopuszczalnych pól prędkości w początkowej fazie wypełniania materiałem stożka matrycy stanowi ustalenie kształtu zmieniających się obszarów uplastycznienia.

3. NIEJEDNORODOŚĆ PLASTYCZNA

Niejednorodność plastyczna, rozumiana tu jako niejednakowa wartość granicy plastyczności w różnych punktach obszaru uplastycznienia może być wyznaczona z dobrym przybliżeniem za pomocą pól twardości.

W pracach [9,10,11] uważa się na podstawie doświadczeń, że twardość jest jednoznaczna funkcją intensywności naprężeń σ_i wywołujących odkształcenia plastyczne.

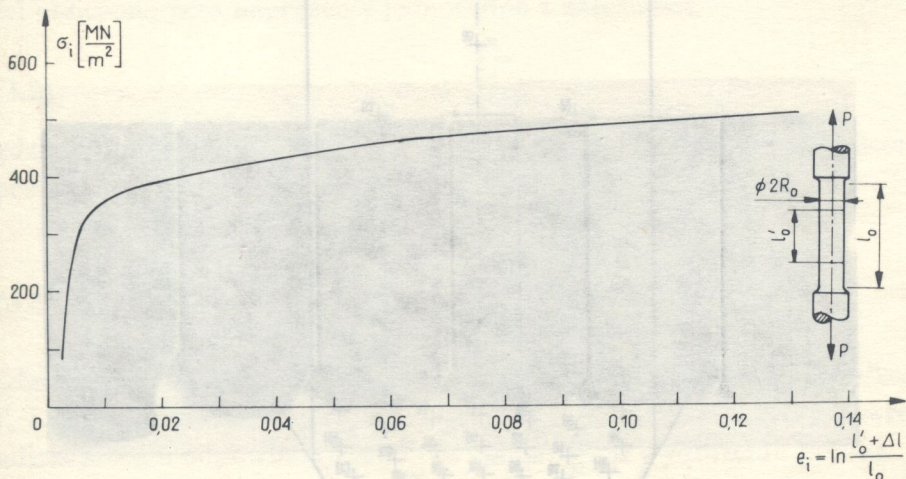
W pracy [12] podano teoretyczne rozwiązanie zagadnienia wciskania gładkiej, sztywnej kuli w półprzestrzeń idealnie plastyczną. Przybliżona, teoretyczna zależność między granicą plastyczności ciała izotropowego,

idealnie plastycznego i twardością Maeyra (HM) ma postać:

$$(3.1) \quad \sigma_i = 0,376HM.$$

Zależność (3.1) otrzymano na podstawie warunku plastyczności Treski i założeniu A.Haara i Th.Kármána o równości dwóch naprężeń głównych.

Wyniki weryfikacji doświadczalnej związku (3.1) zebrano w książkach [9,10,11]. Na podstawie tych porównań można stwierdzić, że wzór (3.1) z dobrym przybliżeniem odpowiada rezultatom doświadczeń realizowanych na materiałach podatnych na duże odkształcenia plastyczne w prostych i złożonych stanach naprężeń [9,10,11].

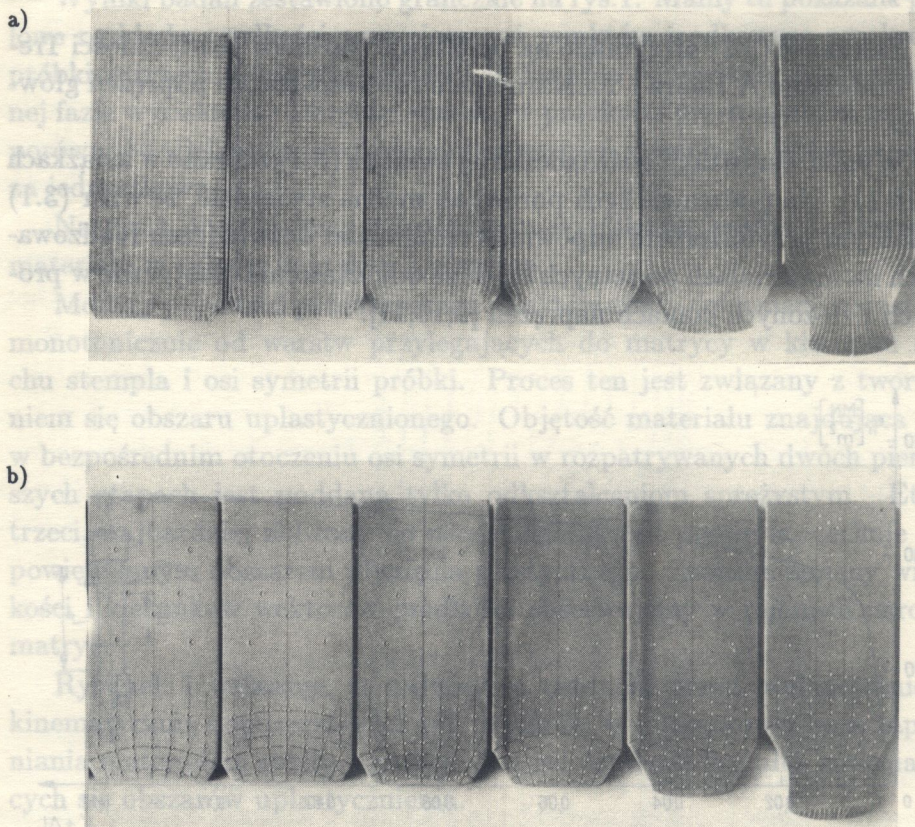


Rys. 2

Wzór (3.1) wykorzystano dalej do wyznaczenia przybliżonego rozkładu granicy plastyczności w kolejnych fazach zapelniania objętości matrycy przy wyciskaniu stopu aluminium PA4.

Nierównomierny rozkład twardości w wyciskanych próbkach z PA4 może być wywołany różnymi czynnikami. W celu częściowego wyeliminowania strukturalnych źródeł niejednorodności materiału wyjściowego, próbki z PA4 przed wyciskaniem były poddane wyżarzaniu w temperaturze 300°C przez pięć godzin, po czym chłodzono je wraz z piecem przez dwanaście godzin. Mimo tego zabiegu niektóre obszary materiału pozostają nadal lokalnie niejednorodne, chociaż w mniejszym stopniu

niż przed wyżarzaniem. Można to stwierdzić pomiarami twardości w niezdeformowanym materiale.



Rys. 3

3. NIEJEDNORODNOŚĆ PLASTYCZNA

W rozważanym przypadku interesuje nas obraz niejednorodności plastycznej materiału wymuszony odkształceniami plastycznymi. Wtedy można pole niejednorodności plastycznej powiązać ze zjawiskiem umocnienia materiału.

Metoda wyznaczania granicy plastyczności z analizy pól twardości jest obarczona trudnym do oszacowania błędem czułości pomiaru twardości na niejednorodność wyjściową.

Twardość nie jest cechą materiałową, pomimo to jest ona bezpo-

dalej zależna od intensywności naprężenia i pośrednio od odkształcenia plastycznego [9,10,11]. Jednocześnie, w odróżnieniu od twardości, intensywność naprężeń σ_1 , identyfikowana z granicą plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu próbki cylindrycznej jest uważana za funkcję materiałową określającą stopień wzmocnienia materiału.

Geometryczny obraz σ_1 dla próbki PA4, z próby rozciągania w układzie współrzędnych Ox_1Ox_2 podany na rys.2. Rozciąganie próbki cylindrycznej o średnicy $D = 8$ mm przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1251. Prędkość przesuwu trawersy wynosiła 0,5 cm/min. Długość cylindrycznej części próbki $l_0 = 40$ mm. Przed rozciąganiem próbka była poddana wyżarzaniu ujednorodniającemu. Bieżąca rzeczywista wartość granicy plastyczności obliczono jako naprężenie jednorodne z zależności:

$$(3.2)$$

gdzie P jest siłą rozciągającą, a d aktualną średnicą odkształconej próbki.

Intensywność odkształcenia ϵ_1 przedstawiono jako:

$$(3.3)$$

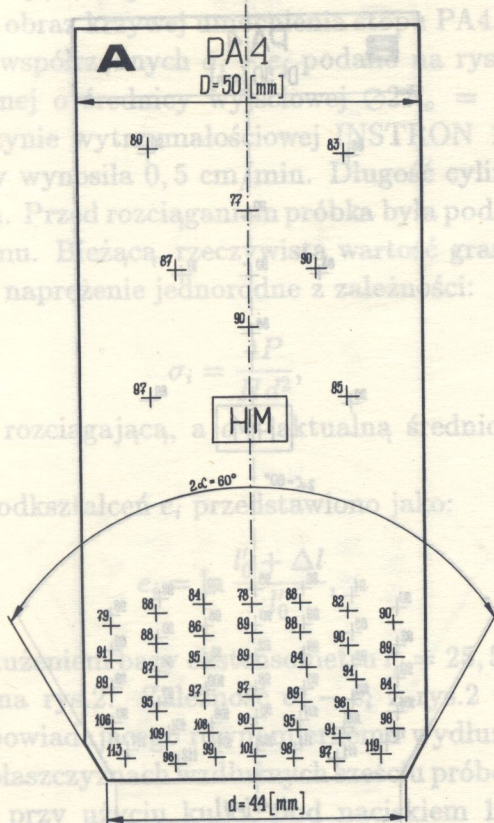
gdzie Δl jest wydłużeniem, l_0 i l_1 pokazano na rys.2. Wielkości l_0 i l_1 odpowiadają długości próbki przed i po rozciąganiu. Zakres odkształcenia odpowiadający wydłużeniu próbki.

Twardość na płaszczyźnie Ox_1Ox_2 próbek mierzono aparatem Rockwella przy użyciu kuli o promieniu 100kG. Ilościową

miarą twardości HM był iloraz siły nacisku do powierzchni koła o średnicy odcisku kulki. Twardość Maeyra HM można w przybliżeniu interpretować jako uśrednioną wartość nacisku powierzchniowego wywieranego przez deformowany materiał na sztywną kulkę.

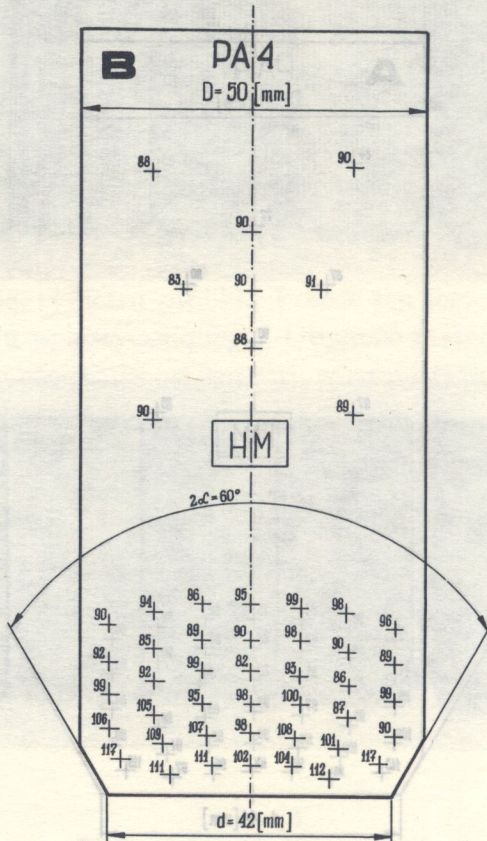
Obrazy zdeformowanych, uprzednio kwadratowych siatek na wzdłużnej płaszczyźnie sześciu analizowanych próbek zestawiono na rys.3a. Odpowiadające im płaszczyzny przystających półcylindrów z miejscami lokalizacji pomiarów twardości przedstawiono na rys.3b.

Pomiary twardości kulką wymagają szeregu zabiegów przygotowawczych na środkowej powierzchni podziału cylindrycznej próbki. Po o-
bróbce wiórowej, frezem walcowo-
[183] ym z chłodzeniem denaturatem,



Rys. 4.

niż przed wyzarzaniem. Można to stwierdzić pomiarami twardości w nie zdeformowanym materiale.



Rys. 5

W rozważanym przypadku interesuje nas obraz niejednorodności plastycznej materiału wymuszony odkształceniami plastycznymi. Wtedy można pole niejednorodności plastycznej powiązać ze zjawiskiem umocnienia materiału.

Metoda wyznaczania granicy plastyczności z analizy pól twardości jest obciążona trudnym do oszacowania błędem czułości pomiaru twardości na niejednorodność wyjściową.

Twardość nie jest cechą materiałową, pomimo to jest ona bezpo-

dnio zależna od intensywności naprężenia i pośrednio od odkształcenia plastycznego [9,10,11]. Jednocześnie, w odróżnieniu od twardości, intensywność naprężeń σ_i , identyfikowana z granicą plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu próbki cylindrycznej jest uważana za funkcję materiałową określającą stopień wzmocnienia materiału.

Geometryczny obraz krzywej umocnienia stopu PA4, z próby rozciągania w układzie współrzędnych $\sigma_i - e_i$ podano na rys.2. Rozciąganie próbki cylindrycznej o średnicy wyjściowej $\varnothing 2R_o = 8$ mm przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1251. Prędkość przesuwu trawersy wynosiła 0,5 cm/min. Długość cylindrycznej części próbki $l_o = 40$ mm. Przed rozciąganiem próbka była poddana wyżarzaniu ujednorodniającemu. Bieżącą, rzeczywistą wartość granicy plastyczności obliczono jako naprężenie jednorodne z zależności:

$$(3.2) \quad \sigma_i = \frac{4P}{\pi d^2},$$

gdzie P jest siłą rozciągającą, a d - aktualną średnicą odkształconej próbki.

Intensywność odkształceń e_i przedstawiono jako:

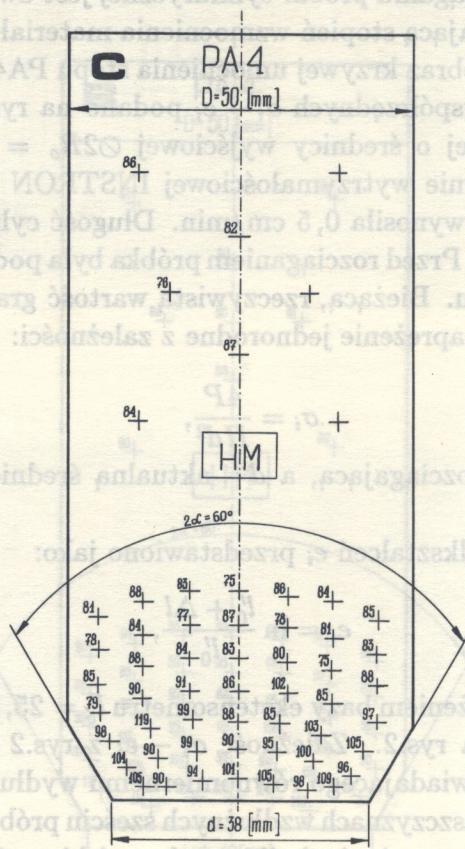
$$(3.3) \quad e_i = \ln \frac{l'_o + \Delta l}{l'_o},$$

gdzie Δl jest wydłużeniem bazy ekstensometru $l'_o = 25,5$ mm. Wielkości l'_o i l_o pokazano na rys.2. Zależność $\sigma_i - e_i$ z rys.2 dotyczy zakresu odkształcenia odpowiadającego równomiernemu wydłużeniu próbki.

Twardość na płaszczyznach wzdluznych sześciu próbek mierzono aparatem Rockwella przy użyciu kulki, pod naciskiem 100kG. Ilościową miarą twardości HM był iloraz siły nacisku do powierzchni koła o średnicy odcisku kulki. Twardość Maeyra HM można w przybliżeniu interpretować jako uśrednioną wartość nacisku powierzchniowego wywieranego przez deformowany materiał na sztywną kulkę.

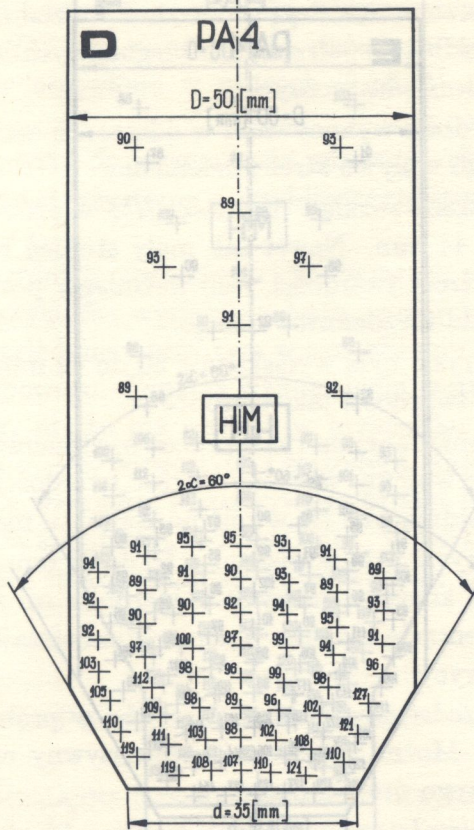
Obrazy zdeformowanych, uprzednio kwadratowych siatek na wzdluznej płaszczyźnie sześciu analizowanych próbek zestawiono na rys.3a. Odpowiadające im płaszczyzny przystających półcylindrów z miejscami lokalizacji pomiarów twardości przedstawiono na rys.3b.

Pomiary twardości kulką wymagają szeregu zabiegów przygotowawczych na środkowej powierzchni podziału cylindrycznej próbki. Po obróbce wiórowej, frezem walcowo-czołowym z chłodzeniem denaturatem,

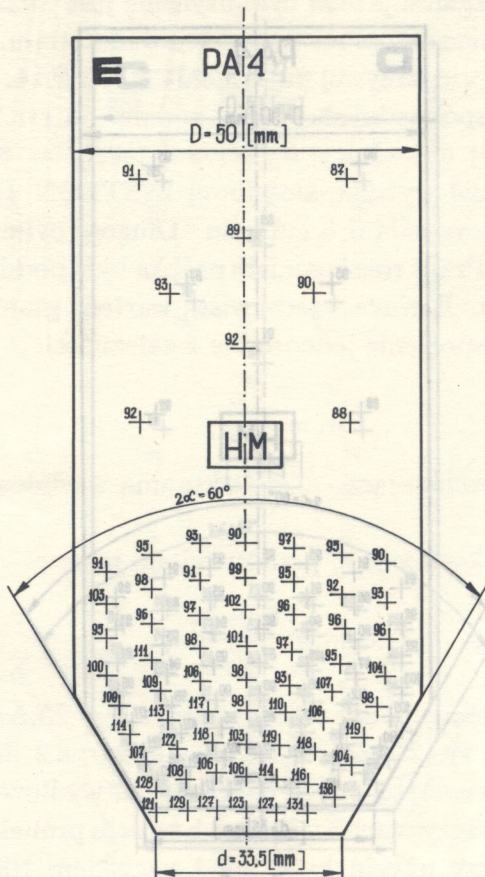


Rys. 6

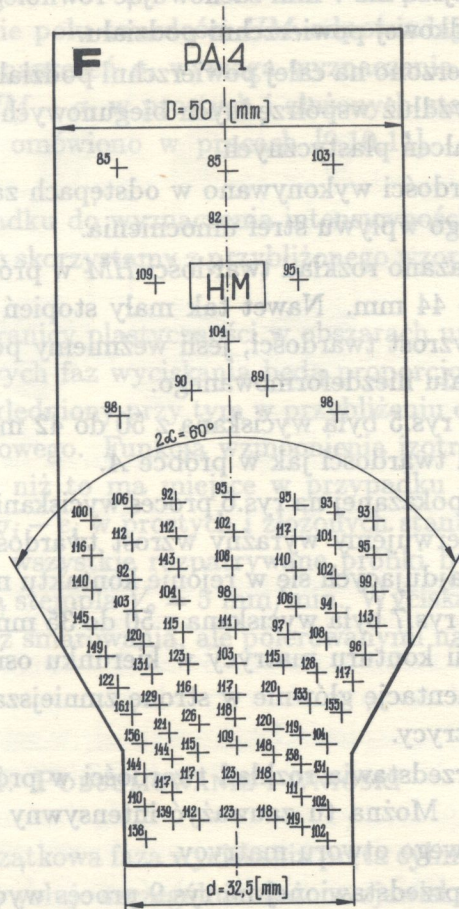
Geometryczny obraz krzywej linii ...
 gania w układzie współrzędnych ...
 próbki cylindrycznej o średnicy ...
 wahano na maszynie ...
 pręśnu trawersy ...
 próbki $l_s = 40$ mm. ...
 ujednotwiająca. ...
 ści obliczono jako ...
 (3.2)
 gdzie P jest siłą ...
 próbki.
 Intensywność obciążenia ...
 (3.3)
 gdzie Δl jest ...
 l_0 i l pokazano na rys. ...
 obciążenia ...
 Twardość na ...
 tatem Rockwella przy ...
 miał twardość HM ...
 dany odciśku kulki. Twardość ...
 tetretować jako ...
 tanego ...
 Oprawy ...
 nej ...
 powiadające im ...
 kalibracji ...
 Tomiary ...
 cych na ...
 próbie ...



Rys. 7



Rys. 8



Rys. 9

przy dużych obrotach i małym posuwie, powierzchnie próbek polerowano. Przed pomiarami twardości frezowano część półcylicydryczną na grubość nie mniejszą niż 7 mm zachowując równoległość otrzymanej powierzchni d_0 środkowej powierzchni podziału.

Twardość mierzono na całej powierzchni podziału. Najwięcej pomiarów wykonano wzdłuż współrzędnych biegunowych, w obszarach intensywnych odkształceń plastycznych.

Pomiary twardości wykonywano w odstępach zapewniających uniknięcia wzajemnego wpływu stref umocnienia.

Na rys.4 pokazano rozkład twardości HM w próbce A poddanej wyciskaniu z 50 do 44 mm. Nawet tak mały stopień redukcji wywołał w narożach duży wzrost twardości, jeśli weźmiemy pod uwagę przeciętną twardość materiału niezdeformowanego.

Próbka B na rys.5 była wyciskana z 50 do 42 mm. Obserwujemy tu podobny rozkład twardości jak w próbce A .

W próbce C pokazanej na rys.6 proces wyciskania prowadzono od 50 do 38 mm. Obserwujemy wyraźny wzrost twardości na dwóch liniach pomiarowych znajdujących się w rejonie kontaktu materiału z matrycą.

Próbka D na rys.7 była wyciskana z 50 do 35 mm. Wzrost twardości następuje od linii konturu matrycy w kierunku osi symetrii. Przyrost twardości ma orientację głównie w stronę zmniejszającej się dolnej średnicy stożka matrycy.

Rysunek 8 przedstawia rozkład twardości w próbce E wyciskanej z 50 do 33,5 mm. Można tu zauważyć intensywny wzrost twardości w rejonach wyjściowego otworu matrycy.

W próbce F przedstawionej na rys.9 proces wyciskania osiągnął ustaloną fazę. W rozpatrywanej próbce realizowano pełną redukcję średnicy wyjściowej $D = 50$ mm do średnicy wyrobu końcowego $d = 32,5$ mm. Obserwujemy wzrost twardości w całej objętości materiału wypełniającego stożek matrycy. Twardość wzrasta w kierunku otworu matrycy oraz w warstwach przylegających do powierzchni stożkowej narzędzia. Różnica pomiędzy średnią twardością materiału znajdującego się przed obszarem uplastycznienia i po wyjściu z niego jest znaczna i wynosi przeciętnie 40%. Miejscami widać też skokowe przyrosty twardości, które są wywołane prawdopodobnie czynnikami strukturalnymi bez jawnego związku z deformacją plastyczną.

W całości rozkład twardości HM w przekrojach wzdłużnych oma-

wianych próbek świadczy o występowaniu znacznej niejednorodności własności mechanicznych materiału znajdującego się w strefie deformacji plastycznej.

Przyporządkowanie polu twardości HM odpowiadającemu mu rozkładowi intensywności naprężeń σ ; wymaga wyznaczenia doświadczalnej krzywej cechującej $HM - \sigma$; w prostych i złożonych stanach naprężeń. Doświadczenia takie omówiono w pracach [9,10,11]. Są one bardzo złożone i kosztowne.

W naszym przypadku do wyznaczenia intensywności naprężeń σ ; w polu uplastycznionym skorzystamy z przybliżonego wzoru teoretycznego (3.1).

Zatem wartości granicy plastyczności w obszarach uplastycznionych kolejnych, początkowych faz wyciskania będą proporcjonalne do liczby twardości HM . Uwzględniony przy tym w przybliżeniu efekt wzmocnienia jest typu izotropowego. Funkcja wzmocnienia izotropowego będzie miała inny przebieg, niż to ma miejsce w przypadku hipotezy jednej krzywej umocnienia σ ; - ϵ ; w prostych i złożonych stanach naprężeń.

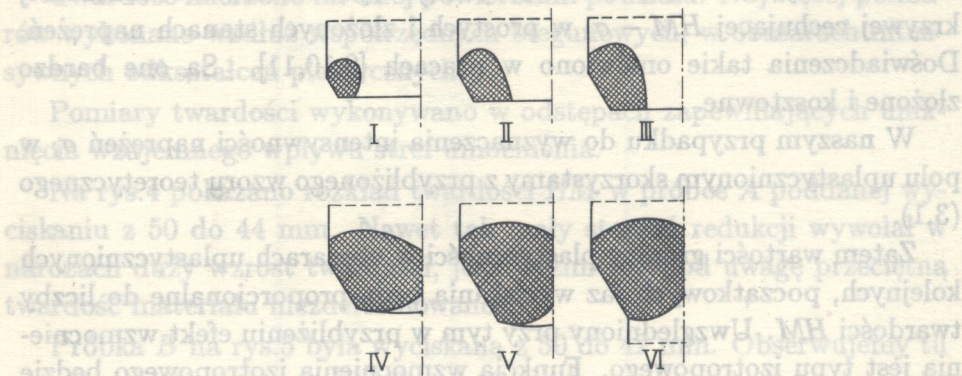
Należy dodać, że wszystkie rozpatrywane próbki były wyciskane z taką samą prędkością stempla $V_0 = 5$ mm/min. Wyciskano je w temperaturze normalnej bez smarowania, ale polerowanymi narzędziami polerowany materiał.

4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Nie ustalona, początkowa faza wyciskania pręta cylindrycznego przez matrycę stożkową wywołuje szczególnie złożone zjawiska w tych objętościach materiału, które uległy odkształceniom plastycznym.

Potwierdzają to szczególnie obrazy nierównomiernego rozkładu prędkości przemieszczeń trzech początkowych faz deformacji tej samej próbki. Położenia wektorów prędkości przemieszczeń w płaszczyźnie fizycznej próbki wskazują wyraźnie, że warstwy zewnętrzne próbki, hamowane siłami powierzchniowymi tarcia, przemieszczają się znacznie wolniej w kierunku otworu matrycy w porównaniu z warstwami wewnętrznymi. Przedstawione, doświadczalne rozkłady prędkości przemieszczeń stanowią bezpośrednią, praktyczną wskazówkę do konstruowania teoretycznych, kinematycznie dopuszczalnych schematów płynięcia plastycznego w początkowej, nie ustalonej fazie wyciskania osiowo-symetrycznego.

Aktualnie teoria procesu wyciskania oparta na modelu ciała idealnie plastycznego nie dysponuje takimi schematami dla nie ustalonej, początkowej fazy tego procesu. Znane rozwiązania dotyczą tylko ustalonego okresu procesu wyciskania.



Rys. 10

Nierównomierność plastycznego płynięcia metalu jest spowodowana niejednorodnym, zmieniającym się w trakcie odkształceń plastycznych, rozkładem granicy plastyczności. Rozkłady te pośrednio stanowią o rozplanowaniu stref wzmocnienia w wyciskanym materiale. W danym przypadku obszary wzmocnienia lokalizowały się w rejonach naroży matrycy i postępowały w kierunku osi symetrii próbki i przekroju wyjściowego.

Przybliżony obraz rozprzestrzeniania się stref wzmocnienia izotropowego identyfikowanych z obszarami uplastycznienia, zbudowany z rozkładu twardości HM w próbkach A, B, C, D, E, F zestawiono na rys.10. Zwraca uwagę dobra liczbowa zgodność średniej wartości granicy plastyczności obliczonej z rozkładu twardości HM na podstawie wzoru (3.1) z wartościami granicy plastyczności $\sigma_i(e_i)$ branyymi z krzywej materiałowej $\sigma_i - e_i$ na rys.2, przy $e_i = 2 \ln \frac{D}{d}$.

Przedstawiony sposób określania niejednorodności plastycznej wymuszonej odkształceniem plastycznym może z dobrym przybliżeniem umożliwić opis zjawisk w początkowej fazie wyciskania, z uwzględnieniem izotropowego wzmocnienia materiału.

Widzimy, że nawet przy niewielkiej redukcji, materiał znajdujący się w strefie deformacji plastycznej doznał istotnych zmian twardości.

Wyznaczona doświadczalnie niejednorodność plastyczna materiału

poddanego wyciskaniu w jego początkowym, nie ustalonym okresie może być ceną pomocą przy przewidywaniu własności mechanicznych wyrobów. Jest też interesującą informacją o charakterze poznawczym, ponieważ pośrednio służy do teoretycznej analizy wpływu wzmocnienia materiału na przebieg procesu.

Należy podkreślić, że przedstawione w tej pracy spostrzeżenia, odnośnie mechaniki nie ustalonej, początkowej fazy procesu wyciskania osiowo-symetrycznego, mają ze względu na złożoność zjawisk ograniczony zakres i dotyczą głównie rozpatrywanych siedmiu wyciskanych na zimno próbek wykonanych ze stopu aluminium PA4.

LITERATURA CYTOWANA W TEKŚCIE

1. В.В.Соколовский, Теория пластичности, Высшая Школа, Москва 1969.
2. R.HILL, *The mathematical theory of plasticity*, Clarendon Press, Oxford 1956.
3. W.SZCZEPIŃSKI, *Introduction to the mechanics of plastic forming of metals*, PWN, Warszawa 1979.
4. W.JOHNSON, H.KUDO, *The mechanics of metal extrusion*, Manchester University Press, 1962.
5. Е.М. Макушок и др., Инженерная теория пластичности, Наука и механика, Минск 1985.
6. J.PIWNİK, *Metody obliczeń złożonych procesów obróbki plastycznej w świetle badań doświadczalnych*, Prace IPPT PAN, 14/1979.
7. J.PIWNİK, *Niejednorodność plastyczna stopu PA2 w procesie wyciskania*, Mech.Theor.i Stos., 34, 22, 565-574, 1984.
8. J.PIWNİK, *Analiza osiowo-symetrycznych procesów obróbki plastycznej*, Prace IPPT PAN, 44/1985.
9. Г.Д.Дель, *Определение напряжений в пластической области распределению твердости*, Машиностроение, Москва 1971.
10. Г.Д.Дель, *Технологическая механика*, Машиностроение, Москва 1979.
11. М.П.Марковец, *Определение механических свойств металлов по твердости*, Машиностроение, Москва 1979.
12. А.Ю.Ишлинский, *Осесимметрическая задача теории пластичности и проба Бриелла*, Прикл.матем. и механика, 8, 8, 1944.

Резюме

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НЕУСТАНОВИВШЕЙСЯ НАЧАЛЬНОЙ ФАЗЫ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Работа содержит экспериментальные результаты и обсуждение явлений, происходящих в неустановившемся, начальном этапе процесса холодного соосного выдавливания цилиндрических образцов из сплава РА4. Показаны три картины распределения векторов скорости перемещений в продольной плоскости образца. картины скорости в физической плоскости получены методом визиопластичности. Они отвечали трем ситуациям неустановившегося, начального периода деформации материала. Одновременно в шести цилиндрических образцах в их плоскостях продольного, симметричного разделения проведены в нескольких десятках точек измерения твердости *НМ*. Выдавливаемые образцы отвечали последовательным фазам заполнения материалом объема конуса матрицы. Поля твердости *НМ* использованы для определения пластической неоднородности выдавливаемого материала. Пластическая неоднородность отождествляется косвенно с изотропным упрочнением пластически деформированного материала. Указана особенная пригодность экспериментальных результатов для теоретического анализа, неисследованной до сих пор, неустановившейся фазы процесса осесимметричного выдавливания.

SUMMARY

EXPERIMENTAL ANALYSIS OF NONSTATIONARY, INITIAL STAGE OF THE METAL EXTRUSION PROCESS

The paper contains experimental results and discussion of phenomena occurring in the initial, nonstationary stage of direct extrusion of PA4-alloy cylindrical specimens. Three images of velocity vector distribution along the specimen are presented. Velocity distributions in the physical plane correspond to three situations of non-stationary, initial stage of deformation of the material. Numerous *HM*-hardness tests were performed in longitudinal cross-sections of six specimens. The extruded specimens correspond to the consecutive stages of filling of the die taper. The *HM* hardness fields are used to determine the plastic nonhomogeneity of the extruded material; the nonhomogeneity is identified with the isotropic hardening of the material. The experimental results obtained are shown to be useful in the theoretical analysis of the nonstationary stage of the axi-symmetric extrusion process.

POLITECHNIKA BIAŁOSTOCKA

Praca została złożona w Redakcji dnia 17 października 1988.