

NIEJEDNORODNOŚĆ PLASTYCZNA STOPU PA2 W PROCESIE WYCISKANIA

JAN PIWNIK (BIAŁYSTOK)

1. Wprowadzenie

Rozwój zaawansowanych metod obliczeniowych procesów obróbki plastycznej jest oparty na rozwiązaniach zagadnień brzegowych teorii niejednorodnej plastyczności [1, 2, 3, 4]. Rozwiązując dane zagadnienie brzegowe przyjmujemy jako znane wartości granicy plastyczności w poszczególnych punktach obszaru plastycznego. Rozkład granicy plastyczności w uplastycznionym polu utożsamiany z niejednorodnością plastyczną jest możliwy obecnie do wyznaczenia tylko na drodze doświadczalnej. Podstawą jest przyjęcie hipotez o zgodności związków aktualnej granicy plastyczności, branej dalej jako intensywność naprężeń σ_t , z intensywnością odkształceń e_t lub twardością H w prostych i złożonych stanach naprężeń. Praktyczne wykorzystanie związku σ_t z innymi wielkościami fizycznymi, na przykład optycznymi lub elektrycznymi, jest jeszcze z braku podstaw doświadczalnych niemożliwe.

Celem tej pracy jest omówienie hipotez wykorzystywanych przy wyznaczaniu pól niejednorodności plastycznej. Szerzej poruszono zastosowanie pomiarów twardości do analizy rozkładu granicy plastyczności w strefie deformacji plastycznej dwuczęściowego modelu.

Metodę zilustrowano wynikami badań własnych dla procesu wyciskania pręta cylindrycznego przez matryce stożkowe [5].

2. Podstawy doświadczalne hipotez stosowanych przy wyznaczaniu pól niejednorodności plastycznej

Dotychczas stosowano najczęściej dwie metody określania pola niejednorodności plastycznej [1, 2, 3, 4, 5]

a) metoda oparta na przyjęciu hipotezy uogólnionej krzywej płynięcia $\sigma_t = \sigma_t(e_t)$ [1, 2],

b) metoda oparta na hipotezie związku granicy plastyczności z twardością $\sigma_t = \sigma_t(H)$ [3, 4, 5].

Metoda wykorzystująca związek $\sigma_t = \sigma_t(e_t)$ polega na wyznaczeniu rozkładu intensywności naprężeń σ_t w odciążonym elemencie po przez obliczenie intensywności odkształceń e_t z pomiarów zdeformowanej, początkowo kwadratowej siatki. Siatka ta jest najczęściej

nanoszona w środkowej płaszczyźnie dwuczęściowego modelu. Następnie dla pomierzonej, w danym punkcie strefy deformacji, wartości e_i należy przyporządkować odpowiadającą jej wartość σ_i wziętą z krzywej materiałowej $\sigma_i - e_i$. Krzywą materiałową otrzymujemy w jednoosiowej próbie rozciągania lub ściskania. Poważnym problemem jest tu jednak fakt, że związku $\sigma_i - e_i$ nie można uważać za uniwersalne prawo wzmocnienia, lecz za przybliżoną zależność opisującą wzmocnienie materiału [6]. Obecnie brakuje dostatecznej ilości faktów doświadczalnych potwierdzających istnienie wspólnej krzywej płynięcia w prostych i złożonych stanach naprężeń niezależnej od rodzaju stanu naprężenia, postaci dewiatora, historii obciążenia, prędkości odkształcenia i innych efektów. Inną poważną niedogodnością jest bardzo duża pracochłonność przy opracowywaniu wyników doświadczeń i dokładnym nanoszeniu siatek na powierzchni przekroju dwuczęściowego modelu. Pomimo tych wad, metoda wyznaczania pól niejednorodności plastycznej oparta na hipotezie $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$ znalazła rozpowszechnienie w metodach obliczeniowych obróbki plastycznej uwzględniających wzmocnienie materiału [1, 2, 3, 4]. Najważniejszą zaletą tej metody jest możliwość przedstawienia związku $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$ w postaci analitycznej.

Twardość większości metali poddanych odkształceniom plastycznym ulega zmianie. Zjawisko to wykorzystano do poszukiwania ilościowych związków twardości z granicą plastyczności. Użycie związków różnych miar twardości z właściwościami fizycznymi materiału do analizy złożonych procesów obróbki plastycznej metalu wzbudza szereg wątpliwości. Niejasność w tej sprawie wynika z braku podstaw fizycznych opisujących bardzo złożony proces zagłębiania kulki, piramidy czy stożka w materiał. Pomimo to pojęcie twardości ze względu na lokalność próby i prosty pomiar jest cennym instrumentem badawczym w mechanice ciała stałego [7, 8, 9]. Z fizycznego punktu widzenia nierozwiązanym problemem w interpretacji twardości jest uzyskanie odpowiedzi na pytanie, jak zależy twardość, rozumiana jako średnie ciśnienie na powierzchni odcisku, od stanu naprężenia i historii naprężenia. Szukając odpowiedzi na to pytanie należy opisać anizotropię własności realnego materiału wywołaną deformacją plastyczną zależną od stanu naprężenia i historii obciążenia, przy których przebiega odkształcenie plastyczne. Następnie należałoby rozwiązać zadanie o wciskaniu osiowo symetrycznego, sztywnego stempla w umacniający się i anizotropowy materiał. Wobec tego, że materiał nabył już cech anizotropowych, w ogólnym przypadku zagadnienie nie jest już osiowo-symetryczne. Aktualnie teoria plastyczności nie dysponuje rozwiązaniem takich przypadków. Dlatego też zadanie o istnieniu wspólnych związków pomiędzy liczbą twardości i intensywnością naprężenia dla różnych stanów naprężenia i trajektorii obciążenia w realnych materiałach wymaga skomplikowanych badań doświadczalnych na maszynach, w których możliwe jest uzyskanie złożonych stanów naprężeń. W monografiach Diela [3, 4] przedstawiono wyniki badań doświadczalnych dla ośmiu różnych materiałów. W tym celu wykonywano doświadczenia na próbkach rurkowych poddanych różnym kombinacjom siły rozciągającej, momentu skręcającego i ciśnienia wewnętrznego. Obciążenia realizowano przyrostami według zadanego programu i po odciążeniu wykonywano wzdłuż powierzchni zewnętrznej 10 pomiarów twardości Vickersa, przyjmując ostatecznie wartość średniej arytmetycznej twardości. Z doświadczeń wyznaczono wykresy twardości w funkcji intensywności naprężenia i intensywności odkształcenia. Dla wszystkich badanych materiałów rozrzuty punktów doświadczalnych dla różnych stanów naprężenia nie przekroczyły 15% na wykresie

$HV = f(\sigma_i)$ i 20% na wykresie $HV = f(e_i)$ w stosunku do wykresu cechującego otrzymanego przy jednoosiowym stanie naprężenia. Związki między różnymi miarami twardością a trwałym odkształceniem czy wywołującym je stanem naprężenia są związkami empirycznymi, i ich jednoznaczność jest ciągle jeszcze sprawą dyskusyjną. Wynika to z innego charakteru pomiarów twardości i pomiarów odkształceń przy jednoosiowym rozciąganiu czy ściskaniu. Dokładność pomiarów twardości zależy w dużym stopniu od właściwego przygotowania próbek. Uzyskanie jednorodnego rozkładu twardości nawet w niezdeformowanej próbce stanowi istotny problem i wymaga zastosowania specjalnych zabiegów [9]. W pracach [3, 4] uważa się, że twardość jest jednoznaczną funkcją intensywności naprężenia wywołującego odkształcenia plastyczne. Natomiast związek między twardością a intensywnością odkształceń plastycznych wynika z hipotezy o jednej krzywej wzmocnienia. Innego zdania są autorzy pracy [8]. Uważają oni, że twardość jest jednoznaczną funkcją intensywności odkształceń, niezależną od sposobu, w jaki te odkształcenia otrzymano. Zaletą tego sposobu weryfikacji zależności $H = H(e_i)$ jest możliwość przeprowadzenia badań w dużym zakresie odkształceń na jednej próbce.

Związek między różnymi miarami twardości a granicą plastyczności został zauważony doświadczalnie jeszcze w XIX wieku. Wyznaczając empiryczne zależności między intensywnością naprężenia a twardością dla różnych materiałów przyjmowano najczęściej liniową zależność w postaci

$$\sigma_i = C \cdot H, \quad \sigma_i \geq \sigma_0$$

gdzie C — współczynnik proporcjonalności, σ_0 granica plastyczności.

W pracy [10] podano rozwiązanie statyczne przy wciskaniu kulki w plastyczną półprzestrzeń. Zależność pomiędzy granicą plastyczności ciała izotropowego idealnie plastycznego i twardością Brinella ma postać

$$\sigma_i = 0,383 \text{ HB.}$$

Wyznaczenie pola niejednorodności σ_i w dwuwymiarowych zagadnieniach plastycznego płynięcia polega na pomiarze twardości w odkształconym obszarze odciążonego elementu. Następnie z krzywej cechującej dla danego materiału $H = H(\sigma_i)$ bierzemy te wartości σ_i , które odpowiadają pomierzonym wartościom twardości. Uwzględniony przy tym w przybliżeniu efekt wzmocnienia jest typu izotropowego. Funkcja wzmocnienia izotropowego będzie miała inny przebieg, niż to ma miejsce w hipotezie jednej krzywej $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$. Ocena tej różnicy może być dokonana tylko na drodze doświadczalnej i jest w dalszym ciągu otwarta z powodu małej liczby danych eksperymentu [3, 5, 8].

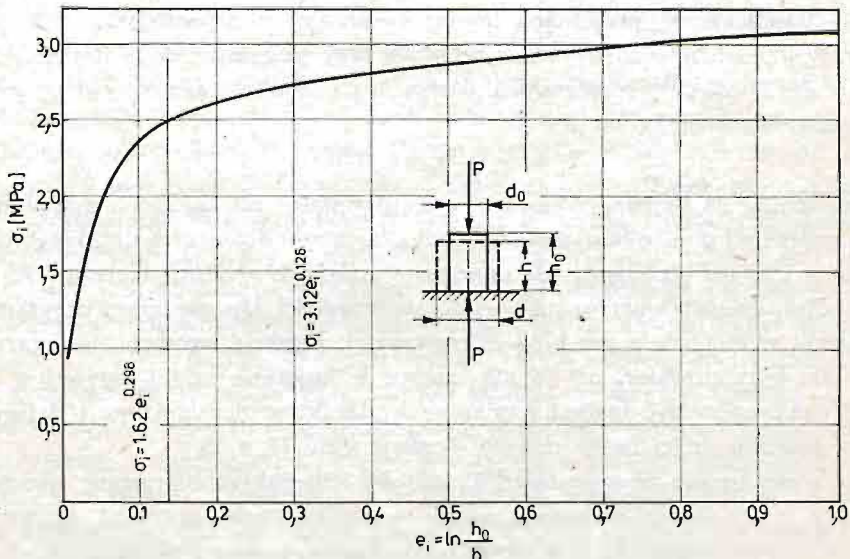
Zdając sobie sprawę ze wszystkich niejasności i niedokładności oceny własności mechanicznych materiału na podstawie próby twardości trzeba przyznać, że metoda ma wiele zalet. Pomiar twardości jest stosunkowo prosty, a jego wykorzystanie do analizy niejednorodności plastycznej i stanu naprężenia może być stosowane nie tylko do modeli, lecz również do rzeczywistych detali. Kierując się tymi zaletami wykorzystano metodę pół twardości do analizy niejednorodności plastycznej w procesie wyciskania.

3. Badania doświadczalne

Próby wyciskania przeprowadzono w temperaturze normalnej na przyrządzie własnej konstrukcji z dwuczęściową komorą, w której umieszczono próbki złożone z dwóch pół-

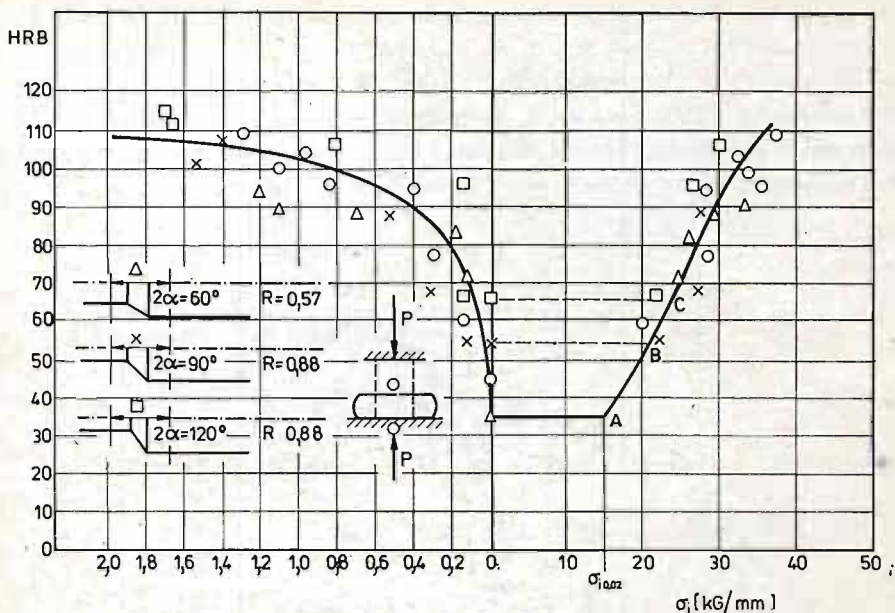
cylindrycznych połówek [5]. Próbkę wykonano ze stopu aluminium PA2 i były one przed wyciskaniem wyżarzone. Proces prowadzono bez smarowania, ale z wysoką gładkością na powierzchni styku narzędzia z materiałem. Średnica wyjściowa próbek wynosiła 50 mm. Dalej pokazane będą reprezentatywne wyniki dla trzech próbek wyciskanych przez matryce stożkowe o kątach rozwarcia i stopniach redukcji odpowiednio $2\alpha = 60^\circ$, $R = 0,57$ oraz $2\alpha = 90^\circ$ i 120° , $R = 0,88$. Stopień redukcji $R = 1 - d/D^2$, przy czym D — średnica początkowa a d — średnica po redukcji. W środkowej płaszczyźnie dwuczęściowych próbek była naniesiona początkowo kwadratowa siatka, z deformacji której obliczano intensywność odkształceń w poszczególnych punktach obszaru uplastycznionego [5]. Wyznaczanie rozkładu niejednorodności plastycznej poprzedzono sporządzeniem krzywych cechujących $e_i = H$ i $H - \sigma_i$ oraz wykonaniem pomiarów twardości HRB w płaszczyźnie podziału próbek.

3.1. Krzywe cechowania e_i —HRB— σ_i . Do sporządzenia doświadczalnej krzywej cechującej, wyrażającej zależność pomiędzy intensywnością odkształceń i twardością, wartości twardości Rockwella HRB brano z bezpośredniego otoczenia węzłów siatki w których obliczano e_i . Punkty te leżały w otoczeniu osi symetrii wyciskanych próbek. Wartości σ_i w tych punktach wyznaczono z krzywej materiałowej na ściskanie $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$, którą pokazano na rys. 1 [5]. Rys. 2 przedstawia obydwie krzywe cechujące, tj. σ_i — HRB i HRB — e_i , które powstały z naniesienia punktów doświadczalnych wziętych z obliczeń



Rys. 1

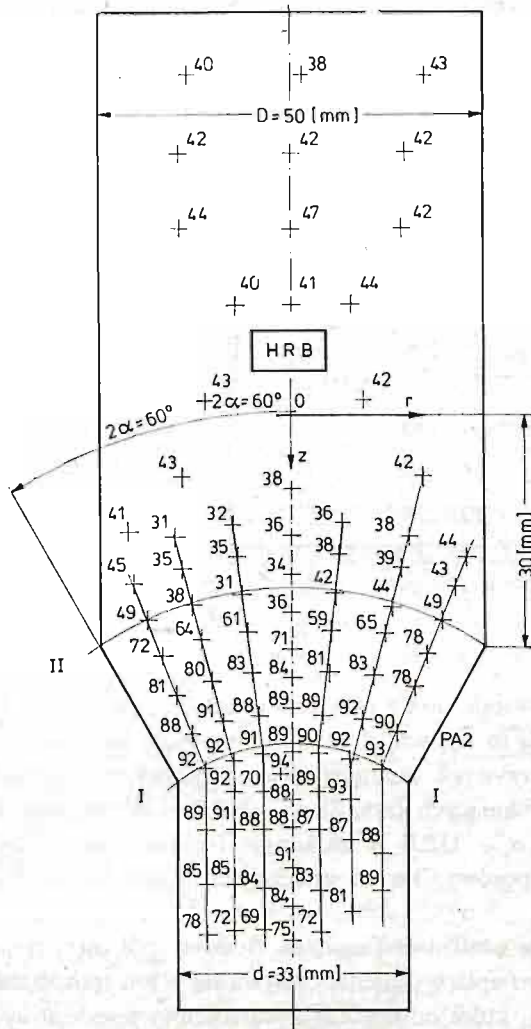
intensywności odkształceń oraz pomiarów twardości w otoczeniu osi symetrii środkowych płaszczyzn trzech wyciskanych próbek. Dodatkowo naniesiono punkty na krzywe cechujące otrzymane z doświadczenia przy jednoosiowym ścisaniu. Pomiar twardości w ścisanych próbkach wykonywano w środku powierzchni czołowych po odkształceniu plastycznym [5]. W ten sposób otrzymano wykorzystaną dalej uśrednioną, doświadczalną



Rys. 2

krzywą HRB — σ_i . Powstała ona z przyjęcia trzech hipotez, tj. $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$, $HRB = f(e_i)$, $HRB = f(\sigma_i)$. Zapewnia to większą dokładność metody. Daje również możliwość porównywania przebiegów krzywych cechujących w prostych i złożonych stanach naprężeń. Charakter krzywych cechujących (rys. 2) e_i — HRB — σ_i wskazuje na większą zgodność przebiegów zależności σ_i — HRB w złożonym (osiowo-symetrycznym) i jednoosiowym stanie naprężenia, w porównaniu ze znacznymi różnicami w przebiegach związków HRB — e_i .

3.2. Doświadczalne pola intensywności naprężeń. Budowa pól $\sigma_i(r, z)$ we współrzędnych cylindrycznych r, z obszaru uplastycznienia odbywa się w ten sposób, że z krzywej cechującej bierzemy te wartości σ_i , które odpowiadają wartościom pomierzonych twardości. Pomiar twardości kulką wymaga szeregu zabiegów przygotowawczych. Po obróbce frezem walcowo-czołowym z chłodzeniem denaturatem przy dużych obrotach i małym posuwie powierzchnie środkowe próbek polerowano [5]. Twardość badano wzdłuż współrzędnych biegunowych w odstępach zapewniających uniknięcie wzajemnego wpływu stref wzmocnienia. Celem uzyskania możliwie dużej dokładności w odczytaniu zmian twardości w jednej płaszczyźnie mierzono przeciętnie twardość $60 \div 100$ punktów. Pomiary twardości wykonano dla trzech próbek [5]. Jako przykład podano rozkład twardości w polu uplastycznym próbki o parametrach $2\alpha = 60^\circ$ i $R = 0,57$. Rezultat pomiarów pokazano na rys. 3. Na rysunkach 4, 5, 6 zestawiono przebiegi wykresów przyrostu intensywności naprężeń odniesionych do umownej granicy plastyczności $\sigma_i(e_i = 0,02)$ materiału niezdeformowanego (wyjściowego) wzdłuż linii $ABCDE$, które są liniowymi współrzędnymi układu biegunowego l, ϑ . We wszystkich próbkach pokazane przebiegi zależności $\Delta\sigma_i/\sigma_i$ ($e_i = 0,02$) można w przybliżeniu uważać za bezwymiarowy rozkład wzmocnienia w strefie deformacji plastycznej. Wzmocnienie ulega znacznym zmianom w kierunku promie-



Rys. 3

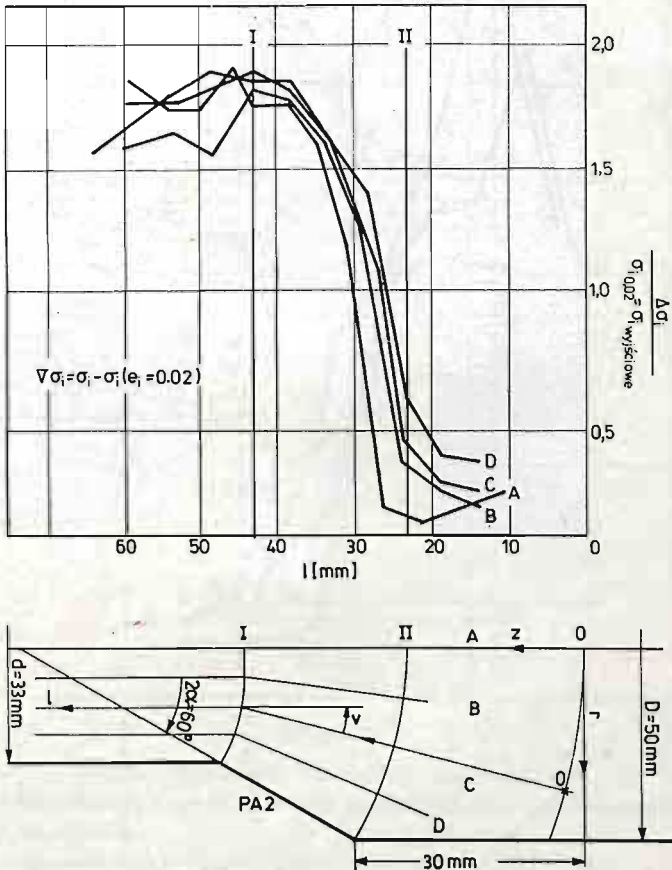
niowym i obwodowym. Wzmocnienie wzrosło szczególnie w warstwach przekroju środkowego położonych w pobliżu zewnętrznej powierzchni styku materiału próbki z matrycą. Z przebiegów $\Delta\sigma_i/\sigma_i (e_i = 0,02)$ na rys. 4, 5, 6 wynika, że wzmocnienie materiału pręta wyciskanego przez matryce stożkowe rośnie w kierunku powiększania się kąta rozwarcia matrycy i stopnia redukcji.

4. Wnioski

1. Stosowane obecnie metody wyznaczania niejednorodności plastycznej w obszarze uplastycznienia deformowanych trwale materiałów mają charakter doświadczalny. Pomiar intensywności naprężeń jest dokonywany pośrednio po przez krzywe cechowania

$e_i - H - \sigma_i$ i krzywą materiałową $\sigma_i = \sigma_i(e_i)$. Przyjmuje się, że związki te mają tę samą postać w prostych i złożonych stanach naprężeń. Słuszność hipotez tych jest ciągle sprawą dyskusyjną z braku dostatecznej ilości danych eksperymentu.

2. Przebiegi umownych funkcji wzmocnienia $\Delta\sigma_i/\sigma_i(e_i = 0,02)$ w obszarach uplastycznienia wyciskanych próbek z PA 2 wskazują na istotne różnice we własnościach mechanicznych pomiędzy materiałem znajdującym się w otworze stożka matrycy a pozostałą

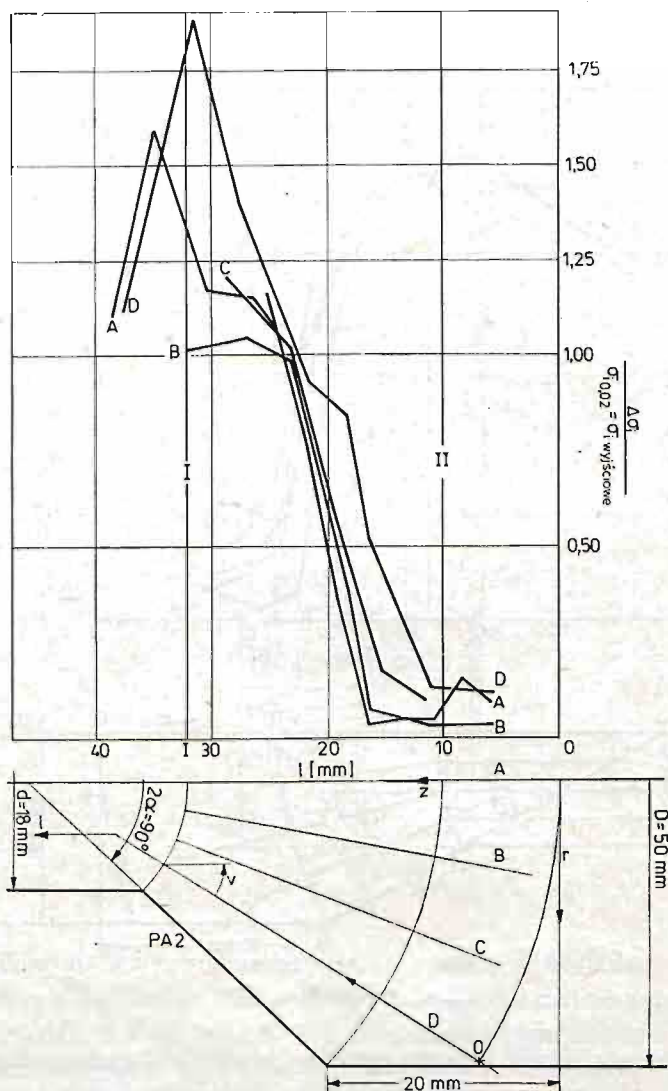


Rys. 4

częścią próbki. Zwraca uwagę znaczna niejednorodność materiału w strefie deformacji plastycznej. Jest to związane z niejednorodnością wyjściową materiału i silną niejednorodnością dużych odkształceń plastycznych powstałych w procesie wyciskania.

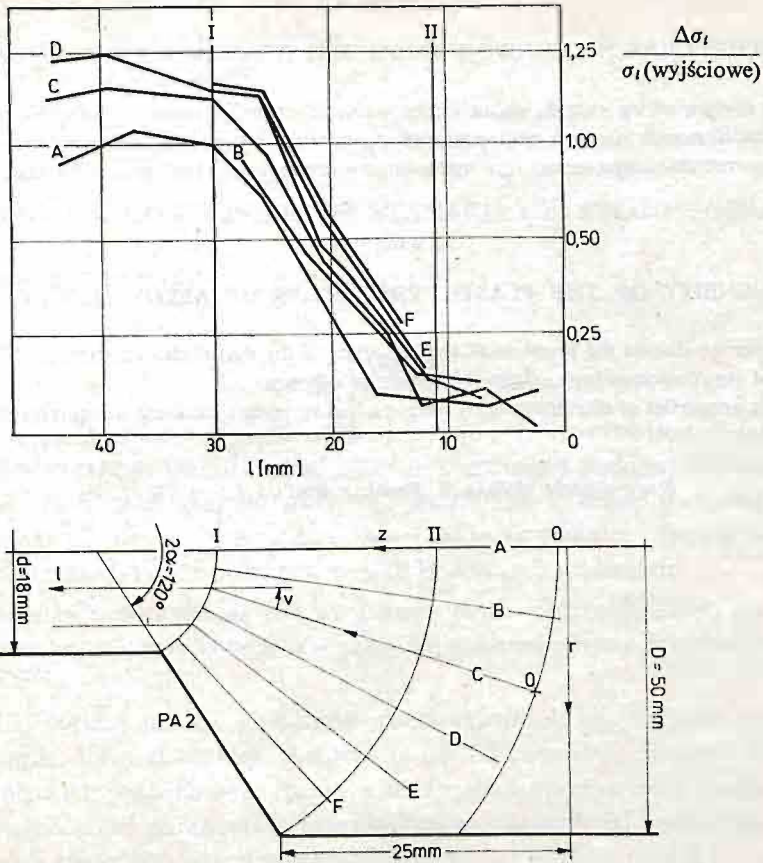
3. Nieuwzględnienie niejednorodności plastycznej, związanej ze wzmocnieniem, w obliczeniach procesów obróbki plastycznej prowadzi do poważnych błędów jakościowych. Pominięcie wzmocnienia w obliczeniach procesu wyciskania metodą wizjoplastyczności [1] daje jakościowo inny rozkład rozciągających naprężeń osiowych. Uważa się [1, 3, 4], że kształt i objętość tej części materiału, w której działają naprężenia rozciągające, decyduje o skłonności do środkowych pęknięć w wyciskanych prętach.

4. Badanie pól niejednorodności plastycznej wymaga opracowania nowych metod fizycznych. Metody te powinny umożliwić bezpośredni pomiar intensywności naprężeń w obszarze uplastycznienia. Jest to jednak zadanie trudne. Stąd należy prowadzić badania metodami, które przedstawiono powyżej. Przemawia za tym mało danych w literaturze



Rys. 5

na temat niejednorodności plastycznej materiałów poddawanych obróbce plastycznej [1, 3, 4, 5, 8, 9, 11, 12]. Metody oparte na hipotezach jednej krzywej płynięcia i jednego związku $H - \sigma_1$ są z konieczności przybliżone, pozwalają jednak dostarczyć dostatecznie pewnych danych o rozkładzie wzmocnienia w strefie deformacji plastycznej.



Rys. 6

Literatura

1. A. H. SHABAİK, F. G. THOMSEN, *Flow studies in extrusions*, Annals of the C.I.R.P. XVII, 1969.
2. L. DIETRICH, *Uwzględnienie wzmocnienia materialu w analizie złożonych procesów plastycznego płynięcia*, Prace I.P.P.T. PAN 52/1977.
3. G. D. DIEL, *Opriedielenije napriazhenij w plasticzeskojoblasti po raspriedieleniju twiordosti*. Maszynostrojenije 1971.
4. G. D. DIEL, *Tiechnologiczeskaja miechanika*. Maszynostrojenije 1978.
5. J. PIWNIK, *Metody obliczeń złożonych procesów obróbki plastycznej w świetle badań doświadczalnych*, Prace I.P.P.T. PAN 14, 1979.
6. J. MIASTKOWSKI, *Kryteria plastycznego płynięcia i hipotezy wzmocnienia metali w świetle badań doświadczalnych*, Prace I.P.P.T. PAN 41, 1973.
7. W. K. GRIGOROWICZ, *Twiordost' i mikrotwiordost' mietallow*, I. Nauka. Moskwa 1976.
8. J. N. ROBINSON, A. H. SHABAİK, *The determination of the relationship between strain and microhardness by means of visioelasticity*, Metallurgical Trans., 4, 9, 1973.
9. Z. JASIEŃSKI, *Wplyw nierównomierności odkształcenia na zależność naprężenia właściwego od stopnia deformacji w szyjce rozciąganej próbki metalowej*, Arch. Hut., X, 2, 1965.
10. A. J. ISZLIŃSKI, *Osiesimmietrycznaja zadacza i proba Briniella*. P.M.M. 8. wyp. 3. 1944.
11. L. E. FARMER, S. W. CONNING, *Numerical smoothing of flow patterns*, Int. J. Mech. Sci. Vol. 21. 1979.
12. W. A. BACKOFEN, *Deformation Processing*, Massachusetts Institute of Technology 1972.

Р е з ю м е

ПЛАСТИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ ПРИ ПРЕССОВАНИИ СПЛАВА ПА 2

В работе сделан обзор статей, касающихся методов исследования интенсивности напряжений ($\sigma_i(r, z)$) в пластической области деформируемого металла. Экспериментально исследовано твердость и интенсивность напряжений при прессовании стержней из сплава алюминия ПА 2.

S u m m a r y

NONHOMOGENEITY OF THE PLASTIC PROPERTIES OF ALLOY DURING EXTRUSION

In the paper we discuss the problem of the influence of the plastic deformation in cold extrusion on the intensity of shear stresses ($\sigma_i(r, z)$) in the sphere of deformation.

The plastic properties of aluminum alloy were studied by means hardness measurements in the plastic zone.

Praca została złożona w Redakcji dnia 15 lutego 1984 roku