

MODELOWANIE NUMERYCZNE PROCESÓW WYCISKANIA PROFILI Z ZASTOSOWANIEM GĘSTOŚCI DYSLOKACJI JAKO ZMIENNEJ WEWNĘTRZNEJ W MODELU REOLOGICZNYM MATERIAŁU

A. MILENIN

NUMERICAL MODELING OF EXTRUSION OF PROFILES WITH APPLICATION OF DISLOCATION DENSITY AS AN INTERNAL VARIABLE IN THE RHEOLOGICAL MATERIAL MODEL

Abstract

The problem of simulation of rheological properties of metals is considered at numerical modeling of processes of profile extrusion with high extrusion ratio. The existing ways of the mathematical description of rheological properties of metals in extrusion processes are limited by maximum achievable values of deformations in plastometric tests and by inability of accounting for dynamic processes of hardening and recovery. In the present paper the law based on development of dislocation density as factor determining rheological properties of an alloy during extrusion are used as possible alternative. It overcomes the limitations encountered in the conventional models. The integration of received rheological equations in mathematical model of three-dimensional forming of metal is executed for extrusion, based on the finite element method. The advantages of offered models are shown with reference to processes of extrusion of profiles.

1. WPROWADZENIE

Nowoczesne technologie wytwarzania cienkościennych kształtowników polegają na zastosowaniu w procesie wyciskania płaskiej matrycy. Dla uzyskania wymaganego kształtu gotowego wyrobu stosowane są różne sposoby dopasowania tego kształtu poprzez zmianę roboczej powierzchni matrycy, komory wstępnej lub pasków hamujących (Ermanok i in., 1977). Głównym podejściem do wyznaczenia kształtu i wymiarów matrycy jest prowadzenie wielu badań doświadczalnych, które pociągają za sobą znaczne

koszty. Dlatego obecnie coraz szerszej wykorzystuje się do takich badań komputerowe modelowanie, co pozwala na zmniejszenie wydatków związanych z projektowaniem i wdrożeniem nowych matryc.

2. SZEGÓLNE ASPEKTY MODELOWANIA PROCESU WYCISKANIA Kształtowników

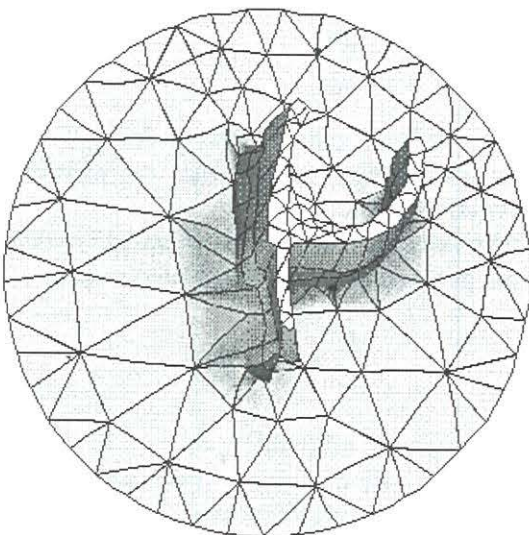
Cechą szczególną procesu wyciskania cienkościennych wyrobów o złożonym kształcie jest wyraźnie trójwymiarowy charakter płynięcia metalu. Wymaga to zastosowania metody elementów skończonych (MES)

A. Milenin, Politechnika Częstochowska, Częstochowa, Polska

do modelowania procesu. Zastosowaniu modeli na bazie MES do wyciskania poświęcono wiele prac, ale większość z nich rozpatruje wyciskanie prostych kształtów (patrz na przykład Vazquez i in. 1999). Optymalizacja procesów wyciskania napotyka na trudności obliczeniowe związane z wielokrotnym powtarzaniem obliczeń (Anderson i Kivivuori 1997). Przyczynami tego są złożony kształt roboczej powierzchni matrycy oraz duże wartości współczynnika wydłużenia metalu. W rzeczywistych procesach wyciskania w warunkach przemysłowych ten współczynnik osiąga wartość 300. Przy dużych odkształceniach zastosowanie konwencjonalnych iteracyjnych procedur napotyka na zasadnicze trudności.

Trudności te wynikają po pierwsze z faktu, że przy modelowaniu płynięcia materiału w matrycy o skomplikowanym kształcie powstają błędy w trakcie generowania siatki elementów i jej dalszej adaptacji. Te błędy w wygenerowanej siatce pojawiają się głównie w strefie największych odkształceń i mają istotny negatywny wpływ na dokładność wyników obliczeń (Lishnij i in. 1998) (rysunek 1).

Drugim istotnym problemem przy modelowaniu wyciskania cienkościennych wyrobów jest poprawne wyznaczenie właściwości reologicznych materiału. W rzeczywistości, przy wysokich współczynnikach wydłużenia (100–300) odkształcenie metalu osiąga wartości rzędu $\varepsilon = 4,6-5,7$. Taka wartość odkształcenia znacznie przewyższa wartości, które można osiągnąć podczas badań plastometrycznych. Wysokie wartości odkształceń prowadzą do znacznych zmian schematu płynięcia metalu. Dotychczasowe badania plastometryczne wykonywano przy stałej prędkości odkształcenia. Przy modelowaniu procesów wyciskania powstaje pytanie o zasadności wykorzystania modeli



Rysunek 1. Przykład wyników obliczeń na błędnie wygenerowanej siatce w strefie największych odkształceń.

reologicznych nie uwzględniających zmian prędkości odkształcenia i historii odkształcenia.

3. OPIS MODELU MATEMATYCZNEGO

W pracach (Milenin 1998a, Milenin 1998b) opisano i zbadano model matematyczny oparty o rozwiązanie zagadnienia plastycznego płynięcia metalu metodą elementów skończonych. Rozwiązanie poszukiwano z wariacyjnego równania Markowa:

$$J = \frac{1}{2} \int_V \mu \dot{\varepsilon}^2 dV + \int_V \sigma \dot{\varepsilon}_0 dV - \int_S \sigma_\tau \mathbf{u}_\tau dS \quad (1)$$

gdzie μ – współczynnik lepkości wyznaczony ze wzoru:

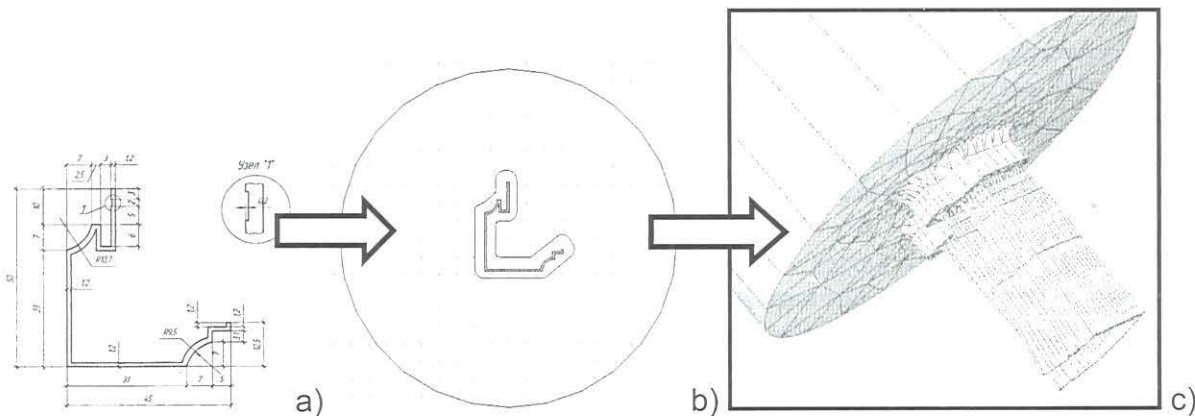
$$\mu = \frac{\sigma_p(\dot{\varepsilon}_i, \varepsilon_i, t)}{\dot{\varepsilon}_i} \quad (2)$$

$\sigma_p(\dot{\varepsilon}_i, \varepsilon_i, t)$ – zależność naprężenia uplastyczniającego σ_p od intensywności prędkości odkształcenia $\dot{\varepsilon}_i$, intensywności odkształcenia ε_i oraz temperatury t ; V – objętość; $\dot{\varepsilon}_0$ – prędkość zmiany objętości; σ – średnie naprężenie; σ_τ i \mathbf{u}_τ – naprężenie tarcia i prędkość poślizgu metalu względem narzędzia; S – powierzchnia styku metalu z narzędziem.

Metodę uwzględnienia warunków brzegowych opisano szczegółowo w pracy (Milenin 1998b). Wykorzystuje ona funkcję kary do zagadnień stykowych, a mianowicie do zapobiegania przenikania materiału w narzędzie oraz do uwzględnienia wpływu sił tarcia. Dla obliczenia wartości naprężeń tarcia wykorzystano prawo tarcia Lewanowa (Levanov 1989).

Ogólna idea modelu jest następująca. Siatka elementów skończonych generowana jest dla strefy odkształcenia plastycznego oraz dla części metalu z obydwu stron tej strefy (w tulei osadycznej oraz w części profilu po odkształceniu). Operacja ta wykonywana jest na podstawie informacji o kształcie matrycy, która jest otrzymywana z systemu modelowania przyściennego. W tym podejściu siatka jest generowana tylko jeden raz i dokładnie opisuje kształt metalu w strefie odkształcenia. Na rysunku 2 przedstawiono poszczególne etapy generowania siatki elementów skończonych.

Ponieważ głównym zadaniem symulacji jest optymalizacja parametrów procesu wyciskania (kształtu matrycy, temperatury nagrzewania metalu, temperatury narzędzia i innych), które dla danego procesu pozostają niezmiennymi, rozpatrywanie stacjonarnej fazy procesu wyciskania będzie wystarczające dla rozwiązania problemu optymalizacji. Dlatego rozwiązywa-



Rysunek 2. Przykład generowania siatki elementów skończonych: a) widok kształtownika b) widok matrycy od wewnątrz, c) widok odkształcanego materiału.

ne zagadnienia realizowano w postaci rozwiązania quasistacjonarnego.

4. MODEL WŁAŚCIWOŚCI REOLOGICZNYCH

Naprężenie uplastyczniające przy wyciskaniu może być obliczone na podstawie teorii dyslokacji. Podejście to zapoczątkowały badania Taylora, który w 1934 r. zaproponował pierwszą teorię umocnienia. Głównym założeniem teorii Taylora jest zależność naprężenia uplastyczniającego od wewnętrznych naprężeń utrudniających przemieszczenie się dyslokacji. Zgodnie z teorią dyslokacji Taylora zależność naprężenia uplastyczniającego od gęstości dyslokacji można przedstawić w następującej postaci (Cottrell 1958):

$$\sigma_p = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (3)$$

gdzie G – moduł Kirchhoffa; α – współczynnik uwzględniający wzajemne oddziaływanie dyslokacji (wg Taylora wynosi 0,1); \mathbf{b} – wektor Burgersa (około 10^{-8} cm); ρ – gęstość dyslokacji, cm^{-2} .

W pracach (Svensson 1984, Luce i in. 2000) do wzoru (3) dodano naprężenie uplastyczniające bez uwzględnienia wzajemnego oddziaływania dyslokacji σ_{p0} . W tym przypadku wzór (3) przyjmuje postać:

$$\sigma_p = \sigma_{p0} + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (4)$$

Wykorzystanie wzorów (3)-(4) do obliczenia naprężenia uplastyczniającego jest możliwe tylko wtedy, gdy jest znana zmiana gęstości dyslokacji w funkcji czasu przy bieżących warunkach odkształcenia. Wykorzystanie tego podejścia napotyka na trudności związane z teoretycznym wyznaczeniem zmian gęstości dyslokacji. Dlatego pierwsze prace wykorzystujące teorię dyslokacji do modelowania naprężenia upla-

styczniającego bazowały tylko na podstawowych sformułowaniach tej teorii (Iluszyn 1948, Lepin 1957, Oding i Lepin 1959). Wynikiem badań była w zasadzie zależność naprężenia uplastyczniającego od wartości i prędkości odkształcenia oraz temperatury w ramach mechaniki ośrodków ciągłych. Takie podejście stosowało teorię dyslokacji tylko w bardzo wąskim zakresie i pozostawało w pewnym sensie podejściem fenomenologicznym. Późniejsze prace w tej dziedzinie opierają się bezpośrednio na wzorach (3) i (4) oraz na modelu zmian gęstości dyslokacji.

Dokładny opis istniejących modeli generacji dyslokacji podczas odkształcenia na gorąco przedstawiono w pracy Pietrzyka (1999). Rozpatrzmy model generacji dyslokacji przystosowanej do procesu wyciskania. Obecnie model ten przedstawiony jest w postaci równania różniczkowego względem odkształcenia lub czasu. Na przykład jeden z pierwszych modeli opracowany przez Bergstroma (1960) można przedstawić w następujący sposób:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U - \Omega\rho \quad (5)$$

gdzie U – prędkość generowania dyslokacji; Ω – parametr dynamicznego zdrowienia; ε – wartość odkształcenia, τ – czas.

Przekształcając równanie (5) do postaci opisującej prędkość generowania dyslokacji otrzymujemy:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U\dot{\varepsilon} - \Omega\rho\dot{\varepsilon} \quad (6)$$

gdzie $\dot{\varepsilon}$ – prędkość odkształcenia.

Model (6) nie daje poprawnych wyników przy prędkości odkształcenia 0 (podczas przerw między odkształceniami oraz dla odkształceń równych zero). Natomiast można zastosować podejście zaproponowane w pracy Ordon i in. (2000), które opiera się na nastę-

pującym równaniu:

$$\frac{d\rho}{d\tau} = \frac{\dot{\varepsilon}}{bl} - k_2\rho(\tau) - \frac{A_3}{D}\rho(\tau)r[\rho(\tau) - \rho_{cr}] \quad (7)$$

gdzie l – średnia droga swobodna dyslokacji, która przy dużych odkształceniach wyznaczana jest ze wzoru $l = A_0 Z^{-A_1}$, natomiast przy małych odkształceniach $l = A_2 \rho^{-0.5}$, A_0, A_1, A_2, A_3, k_2 – empiryczne stałe materiałowe; Z – parametr Zenera-Hollomona,

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left[\frac{Q_{def}}{R(t+273)}\right] \quad (8)$$

Q_{def} – energia aktywacji; R – stała gazowa; t – temperatura, C; ρ_{cr} – krytyczna gęstość dyslokacji dla dynamicznej rekrytalizacji; r – funkcja Heavisida (równa zero dla $\rho < \rho_{cr}$ oraz $\rho - \rho_{cr}$ dla $\rho > \rho_{cr}$); D – wielkość ziarna.

Analiza równań dynamiki gęstości dyslokacji w modelu (7) podana jest w pracy (Pietrzyk 1999).

Ciekawy jest fakt, że postać równania wyznaczającego gęstość dyslokacji w metalu, a więc i wartość naprężenia uplastyczniającego, jest podobna do postaci równań teorii płynięcia L.N.Kaczanowa (1960) oraz do postaci równań bazowanych na teorii pełzania i dziedziczności, analizę których podano w pracy (Pozdejew i in. 1965). Rzeczywiście, według teorii płynięcia zależność naprężenia uplastyczniającego od parametrów odkształcenia jest określona przez równanie różniczkowe w następującej postaci:

$$\frac{d\sigma_p}{d\tau} = E\dot{\varepsilon} - EB(\tau, t)\sigma_p^m \quad (9)$$

gdzie $B(\tau, t)$ – zależność od czasu i temperatury, E i m – stałe materiałowe, zależne od temperatury.

Biorąc pod uwagę fakt, że naprężenie uplastyczniające jest proporcjonalne do pierwiastka z gęstości dyslokacji (równania (3) i (4)), można wnioskować, że postać równania (9) jest analogiczna do równania (7) bez ostatniego członu odpowiedzialnego za rekrytalizację dynamiczną. Równanie (9) oraz równania podobnego typu były z powodzeniem zastosowane do rozwiązywania zagadnień w przeróbce plastycznej metali w pracach (Pozdejew i in. 1965, Pozdejew i in. 1973). A zatem, dwa zasadniczo różne podejścia (w oparciu o teorię dyslokacji oraz o teorię pełzania i dziedziczności) dają podobne równania wyjściowe dla naprężenia uplastyczniającego. Ten fakt dodatkowo uzasadnia wykorzystanie omówionego podejścia jako modelu reologicznego dla procesu wyciskania, co obecnie jest aktualnym zadaniem w świetle pokazanych wcześniej zagadnień.

Według autora niniejszej pracy wszystkie omówione modele potrzebują doboru empirycznych współczynników. Rzeczywiście, parametry modelu nie są wyznaczone i w literaturze nie ma danych co do ich wartości (np. ρ_{cr}). W niniejszej pracy wykorzystano przedstawione wyżej modele, natomiast empiryczne współczynniki dobierano za pomocą metod optymalizacyjnych. Jednym z atutów modelu jest niezależność naprężenia uplastyczniającego od wartości odkształcenia którą zastępuje inna charakterystyka, a mianowicie gęstość dyslokacji. Przekształcając równanie (7) otrzymujemy:

$$\frac{d\rho}{d\tau} = A_1 \dot{\varepsilon} Z^{A_2} - A_3 \rho(\tau) \exp\left(\frac{-A_4}{t+273}\right) \quad (10)$$

gdzie parametry A_i wyznaczono poprzez identyfikację modelu z wykorzystaniem danych doświadczalnych.

Wzór dla wyznaczenia naprężenia uplastyczniającego również został zmieniony do postaci:

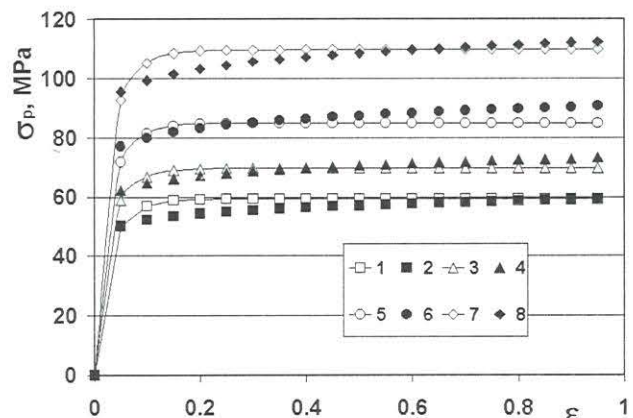
$$\sigma_p = A_5 \sqrt{\rho} \quad (11)$$

Rozwiązanie równania różniczkowego (10) wykonujemy metodą różnic skończonych:

$$\frac{\rho_\tau - \rho_{\tau+\Delta\tau}}{\Delta\tau} = A_1 \dot{\varepsilon} Z^{A_2} - A_3 \rho_\tau \exp\left(\frac{-A_4}{t+273}\right) \quad (12)$$

Jak wspomniano, współczynniki A_i uzyskano z danych doświadczalnych stosując metodę najmniejszych kwadratów. W wyniku optymalizacji współczynników modelu otrzymano wartości: $A_1 = 16870000$; $A_2 = 2,907$; $A_3 = 13,99$; $A_4 = -7,4328$; $A_5 = 0,0001021$.

Przy rozwiązywaniu równania dobierano krok czasowy $\Delta\tau$ w taki sposób, żeby nie powodować zniekształcenia rozwiązania równania (12). Dla oceny modelu zmiennej wewnętrznej porównano go z pomiarami na-



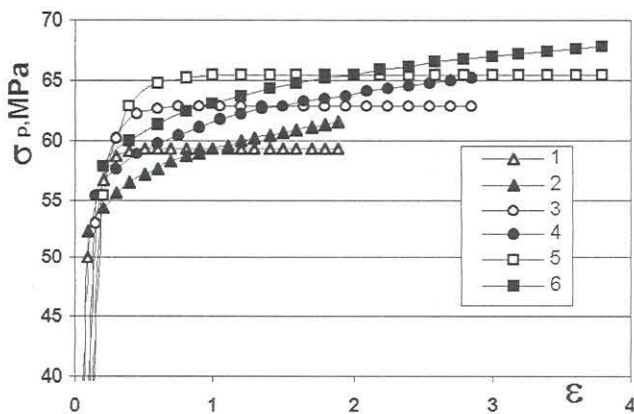
Rysunek 3. Wyniki weryfikacji modelu naprężenia uplastyczniającego dla prędkości odkształcenia 1 s^{-1} w różnych temperaturach: 350°C – (1-2), 400°C – (3-4), 450°C – (5-6), 500°C – (7-8).

prężenia uplastyczniającego (Henzel i Spittel 1982) aproksymowanymi równaniem:

$$\sigma_p = \alpha_1 \varepsilon^{\alpha_2} \dot{\varepsilon}^{\alpha_3} \exp(-t\alpha_4) \quad (13)$$

gdzie współczynniki dla stopu AlMg3 są równe: $\alpha_1 = 506,2$; $\alpha_2 = 0,05521$; $\alpha_3 = 0,08913$; $\alpha_4 = 0,004291$.

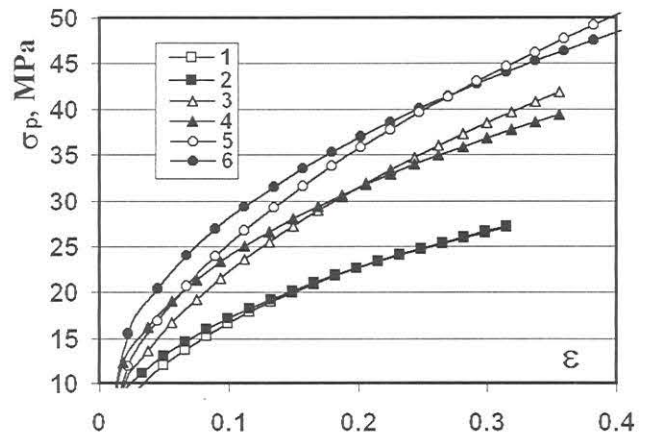
Na rysunkach 3 i 4 przedstawiono wykresy zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia dla stopu AlMg3. Wykresy 2, 4, 6, 8 na rysunku 3 i wykresy 2, 4, 6 na rysunku 4 przedstawiają wyniki doświadczalne według (Henzel i Spittel 1982), natomiast wykresy 1, 3, 5, 7 na rysunku 3 oraz 1, 3, 5 na rysunku 4 są wynikami obliczeń modelem opartym o teorię dyslokacji.



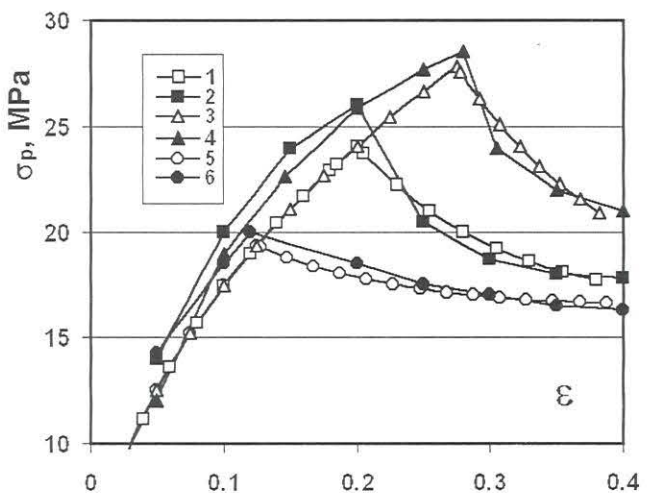
Rysunek 4. Wyniki weryfikacji modelu naprężenia uplastyczniającego przy temperaturze 500°C dla różnych prędkości odkształcenia 0,1 s⁻¹ – (1-2), 1 s⁻¹ – (3-4), 1,5 s⁻¹ – (5-6).

Weryfikację opisaną metodyki prowadzono dla przykładu odkształcania ołowiu na plastometrze ze zmienną prędkością odkształcenia. Własności reologiczne ołowiu, oraz wyniki badań plastometrycznych wzięto z pracy (Pozdejew i in. 1973). Badania prowadzono w następującej kolejności. Najpierw w oparciu o próby plastometryczne dla ołowiu przy stałych prędkościach 0,0166 s⁻¹, 7,5 s⁻¹ i 150 s⁻¹ wyznaczono współczynniki modelu według równań (11) i (12). Obróbkę wyników badań prowadzono w dwóch etapach. W pierwszym etapie aproksymację prowadzono dla wzoru (13). Konieczność tego etapu związana jest z tym, że pierwotne dane uzyskane są dla punktów, które nie są punktami węzłowymi dla rozwiązania równania różnic skończonych (12). Ponieważ dobór współczynników A_i w równaniach (11) i (12) wykonywany był przy stałej prędkości odkształcenia, wykorzystanie równania (13) do opisu pierwotnych danych doświadczalnych nie wnosi istotnych błędów do wyznaczanych współczynników α_i . Uzyskano następujące współczynniki równania (13): $\alpha_1 = 53,144$; $\alpha_2 = 0,39521$; $\alpha_3 = 0,053634$; $\alpha_4 = 0,0$. Ostatni współczynnik jest równy zero, ponieważ badania prowadzo-

no w stałej temperaturze 20°C. Na rysunku 5 pokazano wykresy uzyskane w wyniku aproksymacji (wykresy 2, 4 i 6). W drugim etapie wykorzystano wyniki obliczeń równaniem (13) do wyznaczenia współczynników równań (11) i (12). W wyniku optymalizacji współczynników modelu otrzymano wartości: $A_1 = 274,042$; $A_2 = 0,093340$; $A_3 = 0,04744496$; $A_4 = 0,0999443$; $A_5 = 3,9011064$. Wykresy otrzymane na podstawie równań (11) i (12) pokazano na rys. 5 (wykresy 1, 3 i 5).



Rysunek 5. Wyniki weryfikacji modelu naprężenia uplastyczniającego przy temperaturze 20°C dla różnych prędkości odkształcenia: 0,016 s⁻¹ – (1-2), 7,5 s⁻¹ – (3-4), 150 s⁻¹ – (5-6).



Rysunek 6. Wyniki modelowania naprężenia uplastyczniającego ze zmienną prędkością obciążenia.

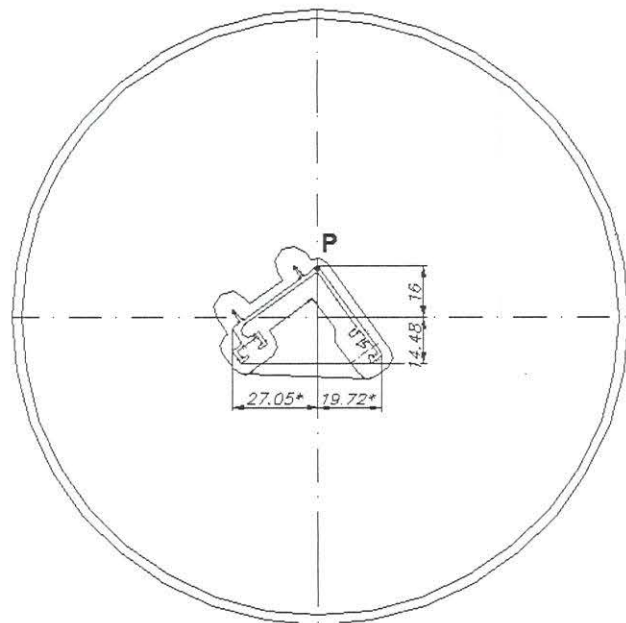
W ramach pracy przeprowadzono również sprawdzenie działania modelu według równań (11) i (12) przy odkształceniu ołowiu ze zmienną prędkością odkształcenia. Prędkość odkształcenia zmieniano od wartości 0,05 s⁻¹ do 0,005 s⁻¹. Wyniki badań (Pozdejew i in. 1973) (wykresy 2, 4 i 6) oraz wyniki obliczeń dla modelu opartego o równania (11) i (12) (wykresy 1, 3 i 5) pokazano na rysunku 6. Prędkości odkształcenia zmieniano po osiągnięciu wartości odkształcenia, 0,19 (wykresy 1 i 2), 0,28 (wykresy 3 i 4) oraz 0,1 (wykresy 5 i 6). Porównanie wyników pozwala wnio-

skować o wysokiej dokładności zaproponowanego modelu własności reologicznych materiału również w przypadku zmiennej prędkości odkształcenia.

5. ANALIZA WYNIKÓW MODELOWANIA PROCESU WYCISKANIA

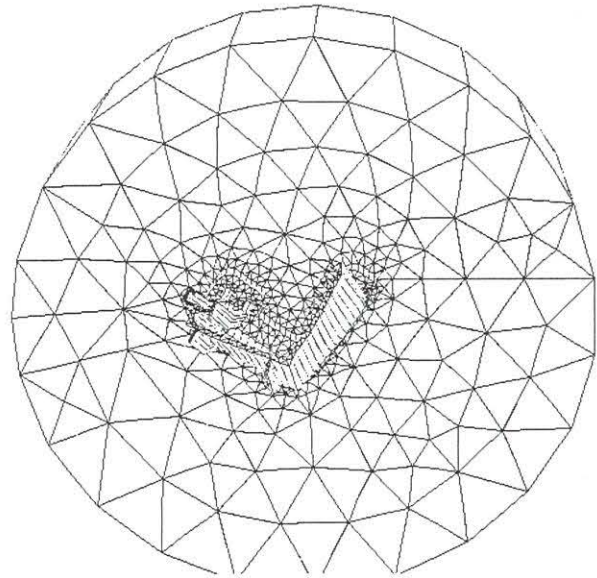
Poniżej przedstawiono wyniki modelowania rzeczywistego procesu wyciskania wykonanego dla PO JUGCHERMET (Dniepropietrowsk, Ukraina) (Milenin i Danchenko, 1999). Wyciskanie przeprowadzono bez smaru z następującymi parametrami procesu technologicznego. Temperatura matrycy 450°C, temperatura wsadu 470°C, prędkość wyciskania 4 mm/s. Na rysunku 7 pokazano kształt otworu matrycy i jego położenie na powierzchni matrycy. Na rysunku 8 przedstawiono wyniki modelowania danego kształtu przy zastosowaniu modelu reologicznego opisanego równaniem (13).

Rozkład intensywności prędkości odkształcenia wzdłuż osi wyciskania dla punktu P (patrz rysunek 7) przedstawiono na rysunku 9. Na tym rysunku zwrot osi Z jest odwrotny do kierunku płynięciu metalu. Punkt 1 odpowiada odkształceniu materiału w kanale matrycy, natomiast punkt 2 odpowiada początkowi odkształcenia w komorze wstępnej.

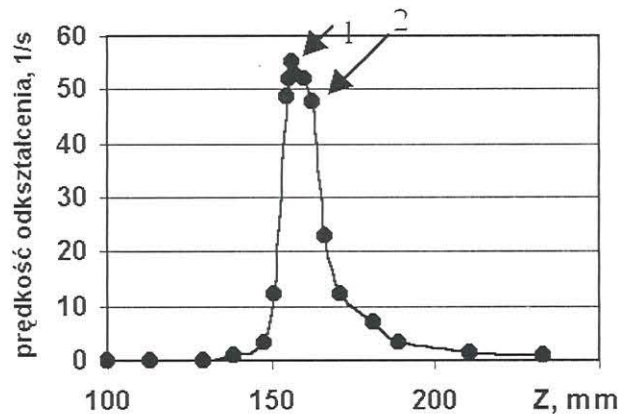


Rysunek 7. Rysunek techniczny kształtu otworu matrycy i jego położenie na matrycy.

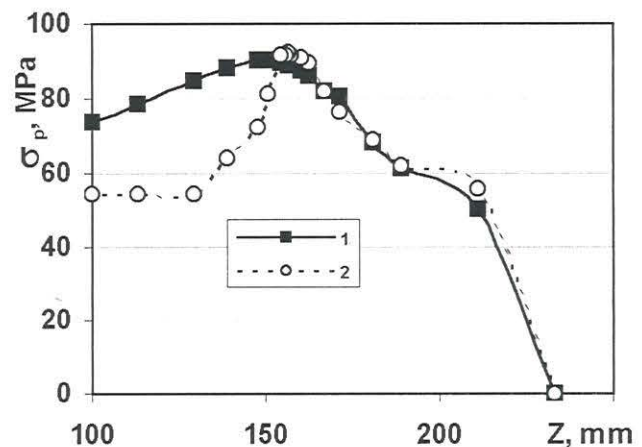
Na podstawie wyników obliczeń prędkości odkształcenia wykonano obliczenia naprężenia uplastyczniającego modelem opartym o teorię dyslokacji. Na rysunku 10 przedstawiono porównanie rozkładu naprężenia uplastyczniającego wzdłuż osi wyciskania



Rysunek 8. Wyniki modelowania procesu wyciskania (siatka elementów skończonych).



Rysunek 9. Rozkład intensywności prędkości odkształcenia w kierunku osi wyciskania dla punktu P na rysunku 7.



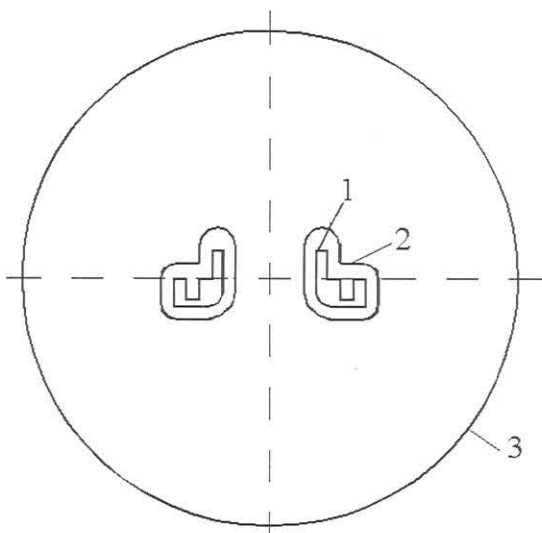
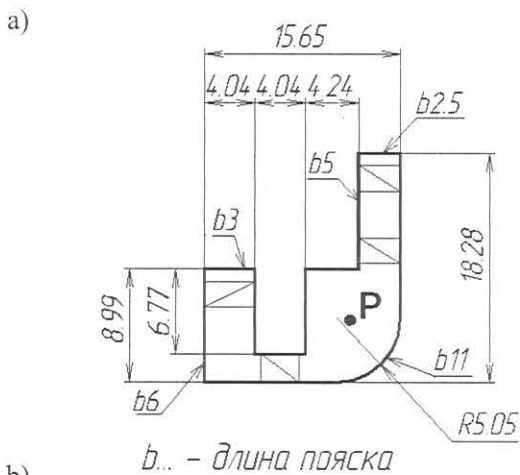
Rysunek 10. Rozkład naprężenia uplastyczniającego według wzorów teorii dyslokacji (wykres 1) oraz według równania (13) (wykres 2).

obliczonego z różnymi modelami reologicznymi.

Na rysunku 10 widać, że największa różnica w wynikach obliczeń obydwoma modelami występuje przy

obliczeniu naprężenia uplastyczniającego w strefie największego spadku prędkości odkształcenia oraz po wyjściu z otworu matrycy. W strefie odkształcenia i strefie poprzedzającej komorę wstępną wyniki są podobne.

W dalszej kolejności przedstawiono wyniki obliczeń dla trójwymiarowego płynięcia metalu przy wyciskaniu kształtownika aluminiowego z innymi parametrami geometrycznymi. Na rysunku 11 pokazano rysunek techniczny analizowanego kształtu otworu matrycy oraz jego położenie w matrycy. Pozostałe warunki wyciskania (temperatura, prędkość stempla, warunki tarcia) są takie same jak w poprzednim przykładzie.

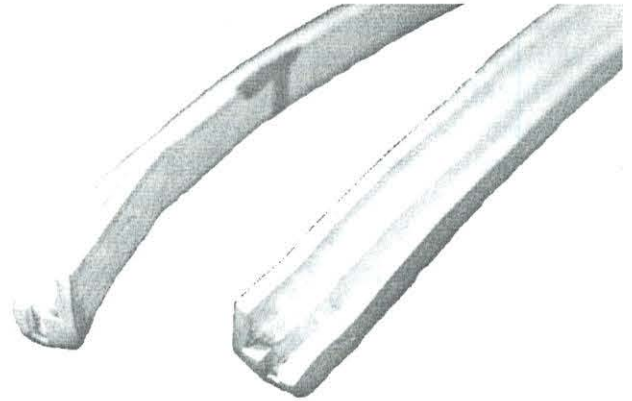


Rysunek 11. Rysunek techniczny kształtu kanału matrycy (a) oraz jego położenie względem matrycy (b), 1 – kanał matrycy, 2 – komora wstępna.

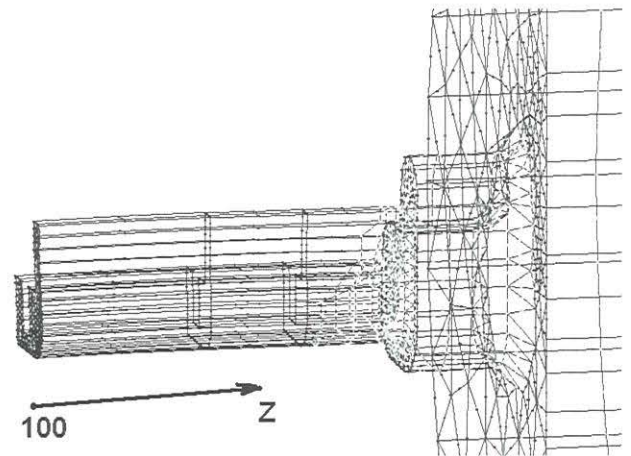
Na rysunku 12 pokazano zaobserwowane w doświadczeniu przednie części wyrobów wychodzących z kanałów matrycy przy wyciskaniu. Wyniki doświadczenia wskazują na wygięcie kształtowników po wyjściu z matrycy. Nie stwierdzono natomiast skręcania kształtownika. Na rysunku 13 pokazano wyniki mo-

delowania wyciskania tego kształtownika w warunkach odpowiadających doświadczalnemu. W modelowaniu uzyskano taki sam kierunek wygięcia jak zaobserwowany w doświadczeniu oraz brak skręcania pasma.

Na rysunku 14 pokazano obliczony rozkład intensywności prędkości odkształcenia wzdłuż osi wyciskania, która przechodzi przez punkt P (patrz rysunek 11a).



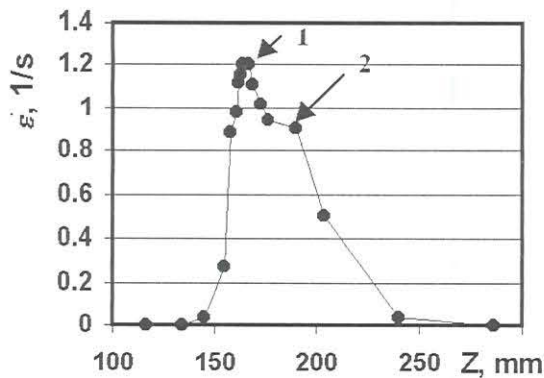
Rysunek 12. Kształt przedniego końca wyrobu przy wyciskaniu w dwóch kanałach.



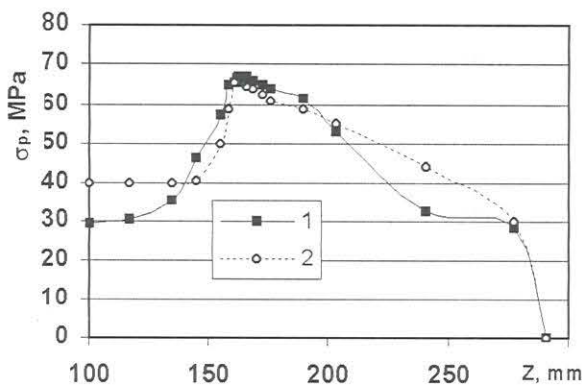
Rysunek 13. Wyniki modelowania procesu wyciskania (odkształcona siatka elementów).

Na rysunku 14 punkt przegięcia 1 odpowiada odkształcaniu metalu bezpośrednio w kanale matrycy, natomiast przegięcie 2 odpowiada rozpoczęciu odkształcenia w komorze wstępnej.

Na rysunku 15 przedstawiono porównanie rozkładu naprężenia uplastyczniającego wzdłuż osi wyciskania obliczonego na podstawie różnych modeli reologicznych. Model reologiczny wykorzystujący metodę zmiennej wewnętrznej i teorię dyslokacji, zaproponowany w niniejszej pracy, uwzględnia opóźnienie wpływu zmiany prędkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające i dlatego bardziej odpowiada rzeczywistym warunkom procesu wyciskania niż konwencjonalny model naprężenia uplastyczniającego opisany wzorem (13), przyjmujący odkształcenie jako zmienną niezależną.



Rysunek 14. Rozkład intensywności prędkości odkształcenia wzdłuż osi wyciskania przechodzącej przez punkt P na rysunku 11a w kierunku wyciskania.



Rysunek 15. Zmiany naprężenia uplastyczniającego wzdłuż osi wyciskania obliczone według: 1) równań teorii dyslokacji, 2) wzoru empirycznego (13).

6. WNIOSKI

W niniejszej pracy zaproponowano wykorzystanie równań teorii dyslokacji do modelowania własności reologicznych metalu dla procesu wyciskania wyrobów o złożonym kształcie. Analiza zastosowania nowego modelu reologicznego metalu do procesu wyciskania cienkościennych kształtowników pozwoliła wysnuć następujący wniosek:

1. Największa różnica w naprężeniu uplastyczniającym (do 35%) pomiędzy nowym a konwencjonalnym modelem reologicznym występuje w strefie intensywnego spadku prędkości odkształcenia. W innych strefach odkształcenia różnice są niewielkie i nie przekraczają 5%.
2. Zaproponowany model na bazie zmiennej wewnętrznej uwzględnia opóźnienie wpływu zmian prędkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające. To może mieć istotny wpływ na wyniki obliczeń procesów wyciskania z dużymi prędkościami.

LITERATURA

Anderson, K., Kivivuori, S., 1997, Modeling a copper extrusion process of a D-profile using a 2D and 3D FE-program, *The Baltic Sea Metal Forming and Cutting Seminar*, Politechnika Warszawska, Warszawa, 5/1-5/10.

Bergstrom, Y., 1960, *Mat. Sci. Eng.*, 193.

Cottrell, A.H., 1958, Dislokacji i plasticzeskoe teczenie w krystalach, *Metallurgizdat*, Moskwa.

Ermanok, M.Z., Fejgin, W.I., Sukhorukow, N.A., 1977, Pressowanie profili z aluminiowych spawow, *Metallurgija*, Moskwa.

Henzel, A., Spittel, T., 1982, Rasczet energosilowych parametrov w processach obrabotki metallow dawlaniem, *Metallurgija*, Moskwa.

Iluszyn, A.A., 1948, *Plasticznost*, Moskwa, Gostechteorizdat.

Kaczanow, L.M., 1960, *Teoria polzuczestii*, Moskwa, Fizmatgiz.

Lepin, G.F., 1957, K staticheskoj teorii polzuczestii i relaksacji, *Izwestija AN SSSR, ONT*, nr 9, 134-136.

Levanov, A.N., 1989, *Obchie zakonomernosti granicznego trenija pri obrabotke metallow dawlaniem i sowerchenctwowanie technologicheskich processow na ih osnowe*, Sverdlowsk, UPI.

Lishnij, A.I., Biba, N.V., Milenin, A.A., 1998, Two levels approach to the problem of extrusion optimisation // Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications. *Proceedings of the 7 Int. Conf. On Numerical Methods in Industrial Forming Processes*. - Enschede (Netherlands). - P. 627-631.

Luce, R., Wolske, M., Aretz, H., Kopp, R., 2000, Microstructure multi pass rolling simulation using physical models integrated into FEM, *Mat. 2nd Europ. Conf. Rolling 2000*, Västerås, 218-226.

Milenin, A.A., 1998a, Matematicheskoe modelirovanie trechmernych technologicheskich processow plasticzeskogo deformirovanija metallow, *Mat. Konf. Nauka, proizvodstvo, predprinimatelstwo - razvitiju metallurgii*, Donieck, 84-89.

Milenin, A.A., 1998b, Rasczet trechmernogo teczenija metalla pri pressowanii profili, w: *Problemy vychislitelnoj mekhaniki i procznosti konstrukcij*, *Nawczalna knyga*, Dniepropietrowsk, t.3, 86-93.

Milenin, A.A., Danchenko, U.V., 1999, Proektirowanie matric dla ekstruzii profili z aluminiowych spawow, *Metall i litje Ukrainy*, 11-12, 36-38.

Oding, I.A., Lepin, G.F., 1959, Opredelenie charakteristik deformacji po kriwym polzuczestii i relaksacji naprjazhenij, *Metallowedenie i termicheskaja obrabotka metallow*, nr 4, 2-8.

Ordon, J., Kuziak, R., Pietrzyk, M., 2000, History Dependent Constitutive Law for Austenitic Steels, *Mat. 8th Int. Conf. Metal Forming 2000*, ed., Pietrzyk, M., Kusiak, J., Majta, J., Hartley, P., Pillinger, I., Kraków, Wydawn. A.A. BALKE-MA, 747-753.

Pietrzyk, M., 1999, Modeling of hot metal forming in the conditions of variable strain rates and temperatures, *Eng. Transactions*, 47, 321-337.

Pozdejew, A.A., Tarnowskij, W.I., Jeremejew, W.I., 1965, O perspektiwach primienienija teorii polzuczestii i nasledstwiennosti k rasczetu processow obrabotki metallow dawlaniem, *Izwestija WYZow, Czernaja metallurgia*, nr 11, 62-68.

Pozdejew, A.A., Tarnowskij, W.I., Jeremejew, W.I., Baakaszwilli, 1973, Primienienije teorii polzuczestii pri obrabotke metallow dawlaniem, *Metallurgija*, Moskwa.

Svensson, T., 1984, Obrazowanie dislokacij w czistom aluminiu pri kwazistaticheskome udarnom nagruzhenii, w: *Udarnie wolny i jawlenija vysokoskorostnoj deformacji metallow*, ed., M.A. Mejers i L.E. Murr, *Metallurgija*, Moskwa, 164-176.

Vazquez, V., Walters, J., Altan, T., 1999, Simulation von Schmiedeprozessen, *Stand der Technik in den USA*, *Mat. Symp. Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*, Stuttgart, 1999, 139-160.

Artykuł otrzymano 21 lutego 2002 r.