

dr hab. inż. Jan Sińczak¹⁾, prof. AGH, dr inż. Aneta Łukaszek-Sołek¹⁾,
dr inż. Denis A. Gnevashev²⁾, dr inż. Pavel A. Petrov²⁾

¹⁾ Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, Akademia Górniczo-Hutnicza, Kraków,

²⁾ Department of AutoBody Building and Metal Forging, Moscow State Technical University "MAMI", Moskwa

FIZYCZNE I NUMERYCZNE MODELOWANIE UMOCNIENIA W STOPIE ALUMINIUM 1230 METODĄ ECAP

Streszczenie

W artykule przedstawiono wyniki badań umocnienia aluminium technicznego (o czystości 99,3 %) poddanego dużemu odkształceniu plastycznemu w temperaturze pokojowej. W celu uzyskania dużej intensywności odkształcenia (powyżej 3) zastosowano metodę przeciskania w kanale kątowym (ECAP). Równanie konstytutywne naprężenia uplastyczniającego dla badanego materiału określono w oparciu o dane eksperymentalne. Badano wpływ wielkości próbek i kształt narzędzi na płynięcie materiału oraz strukturę w procesie dużych odkształceń plastycznych.

Słowa kluczowe: aluminium, umocnienie, duże odkształcenia plastyczne, modelowanie numeryczne, modelowanie fizyczne

1. Wstęp

Przeciskanie w kanale kątowym (ECAP - Equal Channel Angular Pressing) jest metodą, za pomocą której otrzymuje się duże odkształcenie plastyczne (SPD - Severe Plastic Deformation). Teoria tej techniki została podana w pracy [1]. Kolejne modyfikacje równania intensywności odkształcenia zostały zaproponowane w pracach [2] i [3].

W pracy [1] wartość intensywności odkształcenia ε_i wyznaczono następującą zależnością

$$\varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \quad (1)$$

Równanie (1) uwzględnia wpływ kąta nachylenia kanału matrycy Φ (rys. 1). Kolejne propozycje wyznaczenia intensywności odkształcenia w procesie ECAP uwzględniają wpływ kąta zaokrąglenia matrycy Ψ :

– według pracy [2]

$$\varepsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\Phi + \Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi + \Psi}{2}\right) \right] \quad (2)$$

– według pracy [3]

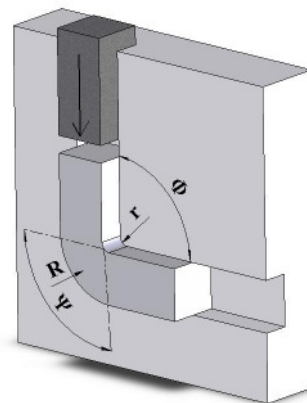
$$\varepsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\Phi + \Psi}{2}\right) + \Psi \right] \quad (3)$$

gdzie:

ε_i – intensywność odkształcenia,

Φ – kąt kanału matrycy,

Ψ – kąt zaokrąglenia matrycy (rys. 1).



Rys. 1. Konstrukcja matrycy w procesie ECAP

W równaniach (2) i (3) intensywność odkształcenia ε_i zależy od obu kątów Φ i Ψ lecz nie uwzględnia wpływu tarcia. W pracy [4] wykazano, że wyniki obliczeń intensywności odkształcenia według tych zależności różnią się maksymalnie o 5 %.

Wartość intensywności odkształcenia po jednym przejściu podczas stosowania procesu ECAP może być wyznaczona eksperymentalnie lub za pomocą obliczeń numerycznych. Do eksperymentalnego wyznaczenia ε_i może być wykorzystana metoda siatek koordynacyjnych. Możliwość wykorzystania tej techniki została przedstawiona w pracy [5]. Ostatnio numeryczne modelowanie ECAP było przeprowadzane za pomocą komercyjnych programów ABAQUS [6], MARC [7], DEFORM [8], ANSYS [9], MSC AutoForge [10]. W tych pracach był badany wpływ kształtu matrycy i parametrów technologicznych procesu ECAP na intensywność odkształcenia. Odkształcany materiał rozpatrywany był jako sprężysto-plastyczny albo sztywno-plastyczny ośrodek z uwzględnieniem lub bez uwzględnienia wpływu umocnienia.

Metoda elementów skończonych daje bardziej poprawne wyniki rozkładu wartości intensywności odkształcenia, jeśli tarcie międzyfazowe i krzywe naprężenie-odkształcenia dla odkształcanego materiału zostały poprawnie opisane. Krzywe umocnienia odkształcanego materiału w temperaturze pokojowej mogą być opisane przy pomocy jednego z następujących równań konstytutywnych:

– Ludwika [11]

$$\sigma_i = A + B\varepsilon_i^n, \quad (4a)$$

– zależnością wykładniczą [12]

$$\sigma_i = A_1 + B_1 e^{-N_1 \varepsilon_i} + C e^{-N_2 \varepsilon_i}, \quad (4b)$$

– Hollomona [13]

$$\sigma_i = A_2 \varepsilon_i^k, \quad (4c)$$

gdzie:

σ_i – intensywność naprężenia (naprężenie uplastyczniające),
 $A, B, n, A_1, B_1, N_1, C, N_2, A_2, k$ – współczynniki.

Współczynniki w powyższych równaniach mogą zostać wyznaczone w próbie ściskania, rozciągania i skręcania. Zwykle wymienione próby umożliwiają wyznaczenie krzywych umocnienia dla badanego materiału do wartości odkształcenia wynoszącego ok. 1,0 a maksymalnie do 1,5. Stąd równania (4a) do (4c) pozwalają oszacować wartość naprężenia uplastyczniającego dla odkształcenia w zakresie od 0 do 1,5. Przy tym, jak wyżej stwierdzono, wyniki pomiędzy danymi eksperymentalnymi a obliczonymi, zgodnie z równaniami (4a) do (4c), nie różnią się więcej, niż o 5%. Obecnie brak eksperymentalnych danych, które by uwzględniały umocnienie metalu podczas dużych odkształceń plastycznych. Z powyższego wynika, że metoda ECAP, w połączeniu z np. próbą ściskania, jest odpowiednia dla rozszerzenia tego typu zależności.

W materiale odkształcanym metodą ECAP istnieją charakterystyczne strefy odkształcenia [14]. Charakteryzuje je stała wartość odkształcenia. Lokalizacja tych stref odpowiada poszczególnym częściom próbek, tj. początkowej, środkowej i końcowej. Stosunkowo jednolite odkształcenie istnieje tylko w części środkowej próbek. Pewna nierównomierność odkształcenia w części środkowej próbki występuje jedynie w cienkiej warstwie w pobliżu jej powierzchni. Równania od (1) do (3) nie biorą pod uwagę tego faktu.

Wiele artykułów dotyczy badań zarówno rozwoju mikrostruktury jak i własności mechanicznych aluminium o czystości 99,5% lub 99,9% [8, 15]. W niniejszym artykule przedstawiono badania aluminium o czystości 99,3 % w zakresie efektu umocnienia przy dużym plastycznym odkształceniu uzyskanym w procesie ECAP w temperaturze pokojowej. Wyniki eksperymentu i modelowania numerycznego intensywności odkształcenia określono po jednym przejściu. W badaniach uwzględniono wpływ kształtu narzędzi na wartość intensywności odkształcenia.

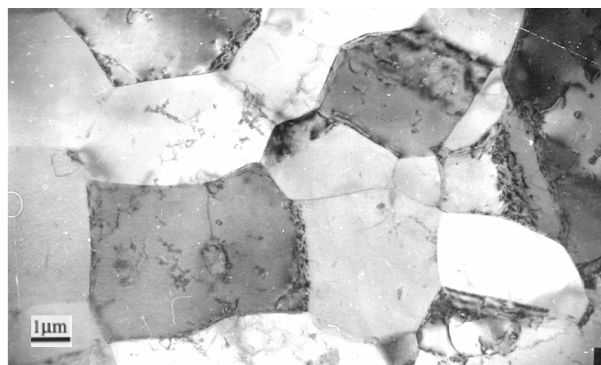
2. Badania eksperymentalne

Zawartość składników domieszkowych aluminium o czystości 99,3 % o oznaczeniu 1230 podano w tablicy 1. Próbkę do

badania odkształcenia metodą ECAP miały przekrój poprzeczny kwadratowy o boku 20 mm i długości 60 mm. Wycięto je z pręta o średnicy 30 mm walcowanego na zimno. Początkowa wielkość ziarna w fazie wstępnych badań wynosiła około 10 μm . Typowa struktura badanego stopu uzyskana z mikroskopu elektronowego transmisyjnego jest pokazana na rysunku 2.

Tablica 1
Skład chemiczny badanego materiału
– aluminium 1230

Pierwiastek	Zawartość, %
Cu	0.008
Si	0.19
Mn	0.02
Mg	0.02
Ti	0.006
Zn	0.02
Fe	0.14
Al	Reszta



Rys. 2. Mikrostruktura próbek aluminium 1230 przed badaniem metodą ECAP

Każdą próbkę poddawano pięciu odkształceniom metodą ECAP w temperaturze pokojowej przy wykorzystaniu narzędzi o następujących parametrach: $R = 29 \text{ mm}$; $r = 2 \text{ mm}$; $\Phi = 90^\circ$; $\Psi = 90^\circ$. Wartość promienia R została wybrana zgodnie z wytycznymi podanymi w pracach [7] i [8]. Przyjęte wymiary wykroju były podyktowane tym, że w dostępnej literaturze nie stosowano narzędzi o tym kształcie. Po każdym przejściu próbki były odkształcane bez obracania wokół ich podłużnej osi [16].

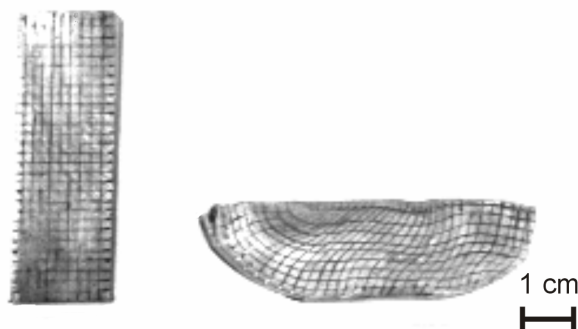
Wielkość intensywności odkształcenia po jednym przejściu w procesie odkształcania metodą ECAP były wyznaczane za pomocą pomiaru siatki koordynacyjnej. W tym celu próbki podzielono na dwie równe części wzdłuż podłużnej osi. Następnie siatka prostokątna została nałożona na płaszczyznę przecięcia jednej części. Po ponownym złożeniu próbek w jedną całość, umieszczano je w wykroju narzędzia pokazanego na rysunku 1 i poddawano jednokrotnemu odkształceniom. Rozmiar pierwotnej siatki koordynacyjnej wynosił $2 \times 2 \text{ mm}$. Rysunek 3 przedstawia próbki z siatką przed i po jednokrotnym odkształceniom.

Eksperyment był przeprowadzany na prasie hydraulicznej o nacisku 1 MN i prędkości suwaka 1 mm/s.

Próbki do ściskania były wycinane z materiału po każdym przejściu wzdłuż osi wyciskania. Wymiary próbek do ściskania były następujące: średnica 19 mm, wysokość 15 mm. Próby ściskania przeprowadzono w temperaturze pokojowej na prasie hydraulicznej stosowanej do prób ECAP.

Zarówno dla prób ECAP jak i prób ściskania smarem był polietylen. Współczynnik tarcia tego smaru wynosi 0,27. Został on określony za pomocą próby ściskania pierścieni w temperaturze pokojowej [17].

Próbki do badań mikrostruktury w procesie ECAP były wycinane równolegle do podłużnej osi odkształconego materiału z trzeciego i piątego przejścia. Wycinano je z części środkowej ściśniętego materiału. Cienkie folie przygotowano przez podwójne strumieniowe elektropolowanie i badano przy pomocy transmisyjnego mikroskopu elektronowego JEM 200CX. Wielkość ziarna została określona z pomiaru w ciemnym polu widzenia.



Rys. 3. Próbki z siatką koordynacyjną przed i po procesie ECAP

3. Obliczenia numeryczne

Obliczenia numeryczne zostały wykonane za pomocą komercyjnego programu opartego na MES QFORM-2D, który bazuje na teorii plastycznego płynięcia [18]. Odształcany materiał był rozpatrywany jako ośrodek sztywno-lepko-plastyczny. Obliczenia wykonano dla płaskiego stanu odkształcenia. Przyjmuje się, że odkształcenie w procesie ECAP jest zgodne z prostym ścinaniem. Z tego względu płynięcie materiału w analizowanym procesie mogło być symulowane w płaszczyźnie przechodzącej przez centralną oś narzędzia.

Wpływ kształtu narzędzia na wielkość intensywności odkształcenia był badany w oparciu o obliczenia numeryczne. Zmianym parametrem był promień zaokrąglenia R . Wartości tego promienia były następujące: 29, 10, 5, 3 i 1 mm. Odpowiednio do tych promieni wielkości kąta Ψ wynoszą: 90° , 37° , $16^\circ 30'$, $9^\circ 30'$ i 3° . Wartości kąta Φ wynosiły 90° , natomiast promień wynosił $r = 2$ mm. Obliczenia numeryczne zostały przeprowadzone dla przekroju poprzecznego 20×20 mm i dwóch długości próbek: 60 mm oraz 230 mm. Krzywe umocnienia w symulacji MES przyjęto z literatury [19]. Generowanie ciepła w wyniku odkształcenia plastycznego nie zostało uwzględnione z uwagi na małą prędkość stempla, wynoszącą 1 mm/s.

4. Analiza wyników badań

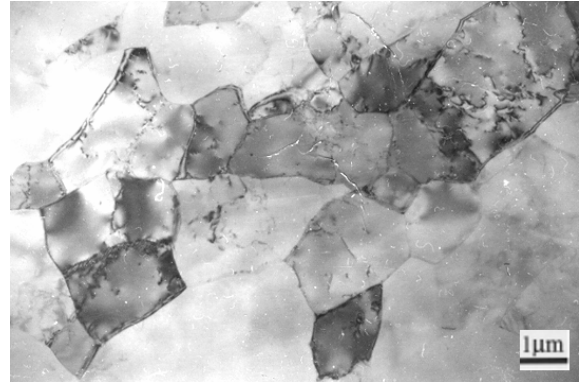
4.1. Ocena mikrostruktury

Z badań transmisyjnym mikroskopem elektronowym wynika, że średnia wielkość ziarna po trzecim przejściu ECAP wynosiła około $4,5 \mu\text{m}$, a po piątym przejściu zmniejsza się do $3 \mu\text{m}$. W rezultacie główne rozdrobnienie struktury badanego aluminium 1230 otrzymuje się po trzecim przejściu. Rysunek 4 przedstawia rozwój mikrostruktury wraz ze zwiększającą się liczbą przejść w procesie ECAP.

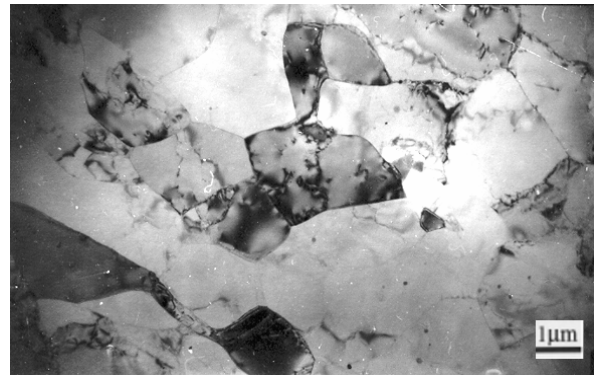
Można zauważyć, że w obu przypadkach mikrostruktura jest niejednorodna. Składa się z dwóch grup podziarn, z których jedne są równoosiowe, natomiast

w drugiej grupie wydłużone. Taka tendencja rozwoju mikrostruktury jest w dużej zgodności ze zjawiskami charakterystycznymi dla stopów aluminium o podobnym składzie chemicznym [15].

a)



b)



Rys. 4. Mikrostruktura aluminium 1230 odkształcanego metodą ECAP: a – po trzech przejściach, b – po pięciu przejściach

4.2. Ocena rozkładu intensywności odkształcenia

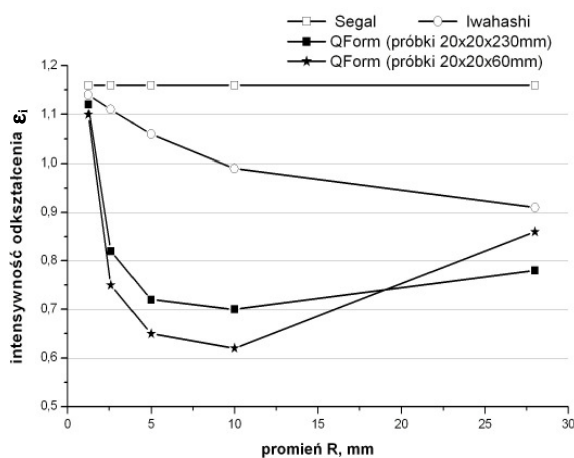
Wyznaczona metodą siatek koordynacyjnych [5] z eksperymentu wartość intensywności odkształcenia po pierwszym przejściu wynosi $\epsilon_i = 0.82$. Po drugim, trzecim, czwartym i piątym przejściu intensywność odkształcenia ma wartości 1,64, 2,46, 3,28, 4,10. Obliczona równaniami (1)÷(3) wartość ϵ_i po pierwszym przejściu wynosi odpowiednio 1,15, 0,91 i 0,907.

Powodem tych odchyłek pomiędzy wartościami odkształcenia są inne założenia dla równań (1)÷(3). Metoda siatek koordynacyjnych uwzględnia zarówno wpływ kształtu narzędzi, jak również tarcia na intensywność odkształcenia.

4.3. Wpływ kształtu narzędzi

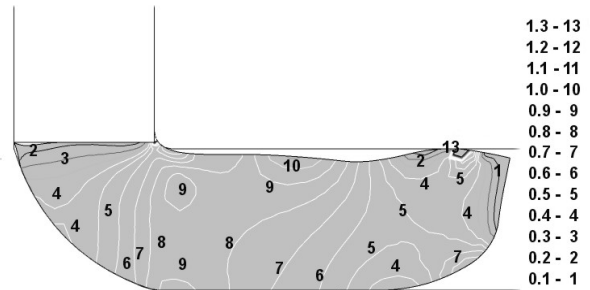
W pracy [14] wykazano, że stosunek długości do szerokości próbek wpływa na formowanie się strefy z równomiernym i nierównomiernym rozkładem odkształcenia. Próbując uniknąć wpływu strefy końcowej na całkowitą wartość odkształcenia, określano ją tylko dla środkowej części próbki. Ponadto, wartość ϵ_i była obliczana z wyników symulacji numerycznej przez uśrednianie rozkładu odkształcenia w środkowym obszarze przekroju poprzecznego próbki.

Rysunek 5 przedstawia rozkłady uśrednionej intensywności odkształcenia w części środkowej odkształconych próbek w funkcji promienia R . Zaistniałe rozbieżności pomiędzy wynikami teoretycznymi i numerycznymi są spowodowane przyjętymi założeniami analitycznych formuł dla ϵ_i wymienionymi powyżej. Po drugie, zmniejszanie ϵ_i łączy się ze zmniejszaniem rzeczywistej powierzchni styku pomiędzy odkształcanym materiałem i zewnętrznym kanałem narzędzia. Z kolei, zmniejszanie powierzchni kontaktowej ma miejsce zgodnie z pojawieniem się wolnej przestrzeni pomiędzy odkształcanym materiałem i ścianą kanału. Stwierdzono, że mały promień R i Ψ prowadzi do redukcji długości wolnej przestrzeni. Gdy promień R ma 10 mm wolna przestrzeń prawie znika. Od tego punktu intensywność odkształcenia wzrasta i jej wartość zależy tylko od kształtu narzędzia.

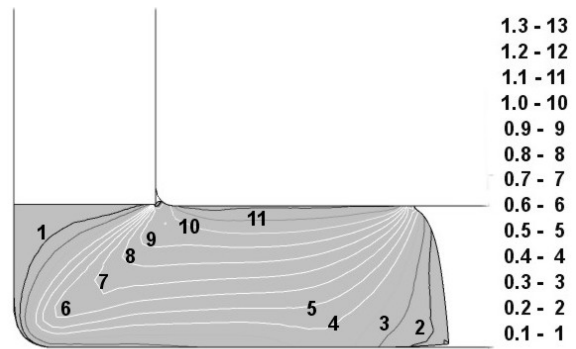


Rys. 5. Intensywność odkształcenia ϵ_i po pierwszym przejściu w funkcji promienia R

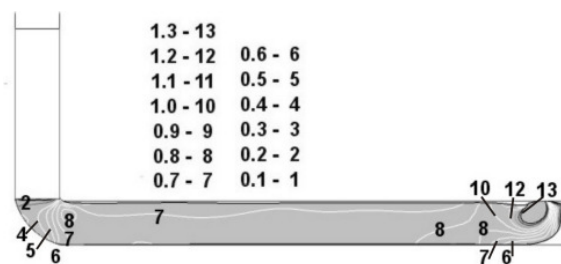
Rysunki 6, 7, 8, 9 przedstawiają typowe rozkłady intensywności odkształcenia w przekroju podłużnym próbek w procesie ECAP oraz wpływ wielkości próbek i kształtu narzędzia na wartość ϵ_i .



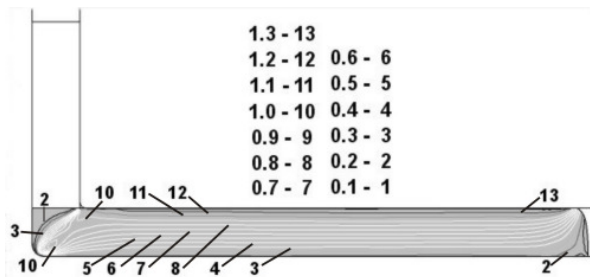
Rys. 6. Wyznaczony numerycznie rozkład intensywności odkształcenia ϵ_i dla próbki 20x20x60 mm, $R = 29$ mm, $r = 2$ mm



Rys. 7. Wyznaczony numerycznie po pierwszym przejściu rozkład intensywności odkształcenia ϵ_i dla próbki 20x20x60 mm, $R = 5$ mm, $r = 2$ mm

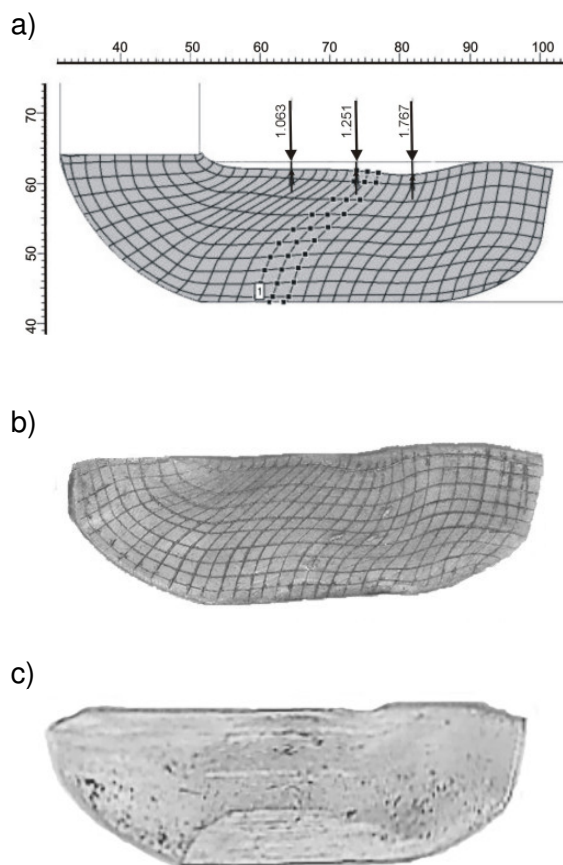


Rys. 8. Wyznaczony numerycznie rozkład intensywności odkształcenia ϵ_i dla próbki 20x20x230 mm, $R = 29$ mm, $r = 2$ mm



Rys. 9. Wyznaczony numerycznie po pierwszym przejściu rozkład intensywności odkształcenia ϵ_i dla próbki $20 \times 20 \times 230$ mm, $R = 5$ mm, $r = 2$ mm

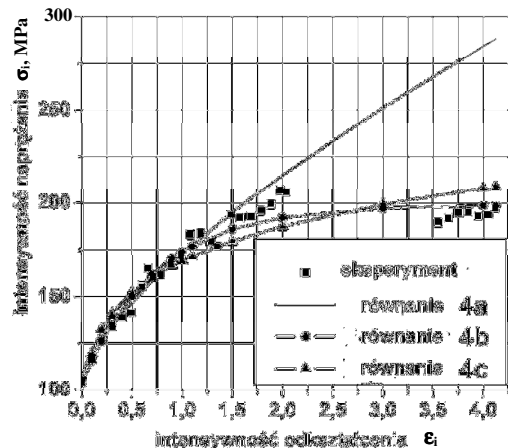
Rysunek 10 przedstawia porównanie wyników eksperymentu i modelowania numerycznego. Można zauważyć dużą zgodność wyników modelowania numerycznego z modelowaniem fizycznym. W obu przypadkach zarówno kształt próbek po przecięciu jak i rozkład linii siatki koordynacyjnej wyglądają podobnie.



Rys. 10. Kształt siatki po pierwszym przejściu obliczony numerycznie (a) i uzyskany eksperymentalnie (b) oraz kształt próbki bez siatki uzyskany eksperymentalnie (c)

4.4. Analiza umocnienia

Rysunek 11 ilustruje efekt umocnienia badanego materiału. Punkty eksperymentalne uzyskano na podstawie ściskania próbek wyciętych z materiału po każdym przejściu. Dokonano również próby wyznaczenia rozkładu punktów eksperymentalnych przy pomocy równań konstytutywnych (4a)-(4c). Współczynniki występujące w tych równaniach podano w tabelicy 2.



Rys. 11. Krzywe umocnienia badanego materiału

Tablica 2
Współczynniki równania konstytutywnego

współczynnik	wartość
A, MPa	108
B, MPa	65
n	0.75
A ₁ , MPa	199
B ₁ , MPa	-50
N ₁	1.25
C, MPa	-45
N ₂	1.43
A ₂ , MPa	169
k	0.15

Można zauważyć, że zależność wykładnicza jest zgodna z danymi eksperymentalnymi w całym zakresie odkształcenia. Równanie Hollomona (krzywa c) daje

prawie te same wyniki jak poprzednie równanie (krzywa b) w zakresie odkształcenia od 0 do 2,75. Równanie Ludwika (krzywa a) daje wartości umocnienia zgodne z eksperymentem tylko dla odkształcenia mniejszego niż 2.

5. Podsumowanie

Badania eksperymentalne i numeryczne procesu ECAP dla materiału zawierającego 99,3 % aluminium zostały przeprowadzone w temperaturze pokojowej. Wielkość intensywności odkształcenia wyznaczano kilkoma metodami. Pozwoliło to na określenie głównej przyczyny rozbieżności pomiędzy eksperymentalnie i teoretycznie wyznaczoną wartością intensywności odkształcenia w szerokim zakresie odkształceń.

Przyczyną rozbieżności wyników obliczonej teoretycznie wartości intensywności odkształcenia metodami proponowanymi przez cytowanych w pracy autorów jest przyjęcie różnych założeń warunków tarcia oraz nie uwzględnianie wszystkich parametrów opisujących kształt wykroju matrycy.

Badano efekt umocnienia oraz rozdrobnienie mikrostruktury w kolejnych etapach procesu odkształcania. Umocnienie badanego materiału można opisać dla całego zakresu odkształcenia przez wykładniczą zależność w postaci

$$\sigma_i = 199 - 50e^{-1.25\varepsilon_i} - 45e^{-1.43\varepsilon_i} \quad (5)$$

Analiza mikrostruktury wykazała, że średnia wielkość ziarna zmniejsza się z 10 μm do 3 μm po piątym przejściu w procesie ECAP.

Literatura

- [1] Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshvskiy A.E., Kopylov V.I.: Material Processing by Simple Shear. *Metally*. 1981, 1, s. 115-123.
- [2] Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G.: Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials. *Scripta Mater.* 35, 1996, 2 s. 143-146.
- [3] Goforth R.E., Hartwig K.T., Cornwell L.R.: Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation, eds, Lowe T.C. and Valiev R.Z., p.3, Kluwer, Dordrecht, The Netherlands, 2000.
- [4] Aida T., Matsuki K., Horita Z., Langdon T.G.: Estimating the Equivalent Strain in Equal-Channel Angular Pressing. *Scripta Mater.* 2001, 44, s. 575-579.
- [5] Kalpin U.G., Filippov U.K., Gnevashev D.A.: Method of Hardening Curve Construction Under Severe Plastic Deformation. In: Proc. Of XXXIX International Scientific and Technical Conference AAE, Moscow 2002 s. 13-15.
- [6] Suh J.Y., Kim H.S., Park J.W., Chang J.Y.: Finite Element Analysis of Material Flow in Equal-Channel Angular Pressing. *Scripta Mater.* 2001, 44 s. 677-681.
- [7] Yi-Lang Yang, Shyong Lee, Finite Element Analysis of Strain Conditions After Equal-Channel Angular Extrusion. *J. Mater Process Technol.* 2003, 140, s. 583-587.
- [8] Kim H.S.: Finite Element Analysis of Equal-Channel Angular Pressing Using a Round Corner Die. *Mater. Sci. Eng.* 2001, A315, s. 122-128.
- [9] Zhernakov V.S., Budilov I.N., Raab G.I., Alexandrov I.V., Valiev R.Z.: A Numerical Modelling and Investigations of Flow Stress and Grain Refinement During Equal-Channel Angular Pressing. *Scripta Mater.* 2001, 44, s. 1765-1769.
- [10] Krallics G., Szeles Z., Malgyn D.: Finite Element Simulation of Multi-Pass Equal-Channel Angular Pressing. *Materials Science Forum. Trans. Tech. Publications.* 2003, 414-415, s. 439-444.
- [11] Ludwik P.: Springer, Berlin, 1909, p.32.
- [12] Dmitriev A.M., Vorontsov A.L.: Hardening curves approximation. *Forging and Stamping Production*, 2002, 6, s. 16-21 (in Russian).
- [13] Hollomon J.H.: *Trans. AIME* 1945, 162, s. 268.

- [14] Kim H.S., SHong.H., Seo M.H.: Effects of Strain Hardenability and Strain Rate Sensitivity on the Plastic Flow and Deformation Homogeneity During Equal Channel Angular Pressing. *J. Mater. Res.*, 2001, 16, No.3, s. 856-864.
- [15] Cao W.Q., Godfrey A., Liu Q.: EBSD investigation of microstructure and texture evolution during equal channel angular pressing of aluminium. *Mater. Sci. Eng.* 2003, A361, s. 9-14.
- [16] Krallics G., Lenard J.G.: Manufacturing of Ultra Fine Grained Materials by Severe Plastic Deformation (a state-of-the-art review), In: *Proc. of International Cold Forming Group Annual Conference*. Helsinki, 2002.
- [17] Gnevashev D.A.: Improvement of cold extrusion technology under severe plastic deformation, PhD Thesis, Moscow State Technical University "MAMI", 2005 (in Russian).
- [18] Biba N., Lishnij A., Stebunov S.: The Development of Net Shape Forging Technology by Means of Numerical Modelling. In: *Proc. of 22 Forging Industry Technical Conference*. Lake Geneva, Wisconsin: FIERF, Sept. 20-22, 1999, USA.
- [19] Mikliev P.G.: Mechanical properties of Light Alloys in Temperatures and Strain Rates of its Forging, *Metallurgia*, Moscow, 1976.

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL INVESTIGATION OF HARDENING EFFECT IN 1230 ALUMINIUM ALLOY UNDER ECAP

Abstract

In the present paper the results of the investigation of hardening effect in 1230 aluminium alloy (99.3% purity) deformed to large plastic strain at room temperature are given. Equal channel angular pressing (ECAP) method was used to obtain the value of effective strain more than 3. The constitutive equation of flow stress for 1230 alloy was chosen on the basis of experimental data. The effects of sample size and tool geometry on material flow under ECAP as well as the effect of severe plastic deformation (SPD) on the grain structure of alloy under study were investigated.

Key words: aluminium alloy, hardening effect, severe plastic deformation, numerical simulation, finite-element method