

dr inż. Wojciech WAJDA
Instytut Metalurgii i Inżynierii Materiałowej PAN, Kraków
kontakt: w.wajda@imim.pl

Symulacje odkształcania aluminium z wykorzystaniem modelu Crystal Plasticity

Simulations of aluminum deformation using Crystal Plasticity model

Streszczenie

W artykule przedstawiono problem symulacji zachowania się materiału podczas przeróbki plastycznej z wykorzystaniem Metody Elementów Skończonych (MES). W odróżnieniu od konwencjonalnej symulacji MES do opisu zachowania się materiału wykorzystano model Crystal Plasticity (CP). Główną zaletą tego modelu jest możliwość jednoczesnego opisu umocnienia materiału oraz rozwoju tekstury podczas deformacji. Model ten jednak wymaga identyfikacji parametrów, które nie są powszechnie dostępne w literaturze. W przedstawionej pracy do identyfikacji parametrów wykorzystano metodę odwrotną. Zidentyfikowano parametry modelu dla monokryształów aluminium, a następnie zastosowano je do symulacji odkształcania polikrystalicznego aluminium. Otrzymane wyniki są zgodne z wynikami doświadczalnymi odkształcania polikrystalicznego aluminium.

Abstract

The paper focused on the problem of simulation of material behaviour during forming process. The simulation is carried out by Finite Element Method (FEM). In contrary to conventional FEM simulation to describe material behaviour Crystal Plasticity (CP) model was used. Main advantage of the model is possibility of simultaneous description of material hardening and texture development during deformation. Nevertheless, the model usage requires its parameters identification, which are not commonly available in literature. In this work inverse method was used to identify the models parameters. First, the parameters were identified for aluminum single crystal, subsequently they were used for simulation of polycrystalline aluminum behaviour during deformation. Obtained results are in good agreement with those commonly observed in polycrystalline aluminum deformation experiments.

Słowa kluczowe: aluminium, odkształcenie, tekstura, Crystal Plasticity

Keywords: aluminum, deformation, texture, Crystal Plasticity

1. WSTĘP

Metoda Elementów Skończonych (MES) jest powszechnie wykorzystywana do symulacji procesów przeróbki plastycznej prowadzonych w warunkach przemysłowych lub laboratoryjnych. Możliwości MES w dużej mierze są ograniczone modelem, jaki został użyty do opisu zachowania się materiału podczas odkształcania. W większości przypadków do symulacji procesów przemysłowych wystarczający jest konwencjonalny opis materiału za pomocą zależności naprężenia zależnej do odkształcenia i prędkości

1. INTRODUCTION

Finite Element Method (FEM) is widely used to simulate the forming processes carried out in an industrial or laboratory scale. MES capabilities are largely limited by the model that was used to describe the behaviour of the material during the deformation. In most cases of industrial processes simulation conventional description of the material using the stress dependent on strain, strain rate and temperature in the case of processes at elevated temperature, is sufficient.

odkształcenia, a w przypadku procesów w podwyższonej temperaturze, także od temperatury. Problem doboru modelu reologicznego oraz szeroki opis modeli dla materiałów metalicznych jest przedstawiony w pracy [1].

Konwencjonalny opis materiału umożliwia poprawne obliczenie, np. kształtu gotowego wyrobu, rozkładu odkształceń, naprężeń czy temperatur w trakcie trwania procesu. W oparciu o powyższe parametry (obliczone rozkłady parametrów) możliwa jest, np. identyfikacja obszarów narażonych na koncentrację naprężeń w trakcie użytkowania lub identyfikacja obszarów o nadmiernym odkształceniu. W nowoczesnych materiałach (tj. stopy aluminium, magnezu i miedzi, a także nowoczesne stale wielofazowe dla motoryzacji) istotne jest ponadto określenie tekstury odkształconego materiału i jej wpływu na własności. Dlatego dla tej grupy materiałów konwencjonalna symulacja MES nie pozwala na optymalne przeprowadzenie procesu projektowania kształtowania. Konieczne jest dodatkowe obliczenie rozwoju tekstury wraz z postępującym odkształceniem. Takie modele istnieją [2], ale nie są bezpośrednio sprzężone z opisem umocnienia materiału. Zastosowanie dwóch modeli wymaga identyfikacji parametrów dla obu modeli, a tym samym wykonania większej ilości doświadczeń.

W oparciu o prawo Schmid-Boasa (1935) [3] oraz zastosowanie mechanizmów umocnienia poślizgów krystalograficznych, takich jak m.in. umocnienie utajone (ang. latent hardening – Kocks and Brown, 1966 [4]), opracowano modele uwzględniające krystalograficzne aspekty deformacji, które jednocześnie opisują umocnienie materiału i rozwój tekstury. Do opisu umocnienia systemów krystalograficznych wykorzystuje się m.in. modele zaproponowane przez Asaro (1983) czy Basani i Wu (1991) [5-7]. Modele te znalazły zastosowanie w symulacjach komputerowych z zastosowaniem MES (Metody Elementów Skończonych). Obecnie w literaturze symulację MES przy użyciu powyższych modeli określa się jako CPFEM (ang. Crystal Plasticity Finite Element Method). Zastosowanie modeli i ocena ich przydatności w symulacji zachowania odkształceniowego

The problem of rheological model selection and a description of the models for metallic materials is presented in [1].

The conventional description of the material allows the correct calculation of quantities such as the shape of the finished product, distribution of strain, stress and temperature during the process. Based on those calculated parameters (distribution of parameters) it is possible e.g. to identify areas with a potential of stress concentrations during use or areas of excessive deformation. In modern materials (i.e. aluminum, magnesium and copper alloys, as well as modern multiphase steels for the automotive industry), it is important to determine texture of the deformed material and its impact on the mechanical properties properly. Therefore, for this group of materials conventional FEM simulation does not allow for optimal design of metal forming processes. It is necessary to calculate the additional texture development with advancing deformation. Such models exist [2], however they are not directly coupled with the material hardening description. The use of two models requires identification of the parameters for the two models and therefore need more experiments.

Based on the Schmid-Boas law (1935) [3] and knowledge of hardening mechanisms such as crystallographic slip, latent hardening (Kocks and Brown, 1966 [4]) etc., the models taking into consideration crystallographic aspect of deformation were developed. The models describe simultaneously hardening behaviour of the material as well as texture development. To describe the hardening of crystallographic systems, among others models proposed by Asaro (1983) and Basani and Wu (1991) [5-7] are used. These models were used in computer simulations using FEM (Finite Element Methods). Currently in the literature FEM simulation using the above model is defined as CPFEM (called Crystal Plasticity Finite Element Method). The use of models and evaluation their usefulness for the simulation of deformation behaviour of metallic materials

materiałów metalicznych jest aktualnym tematem badawczym poruszonym w wielu pracach, np. [8,9].

Model Crystal Plasticity jednocześnie opisuje rozwój tekstury i umocnienie materiału, co pozwala na łatwiejszą identyfikację parametrów modelu. Stosowany jest najczęściej do symulacji odkształceniowego zachowania monokryształów lub niewielkich konglomeratów ziaren. W pracy [10] przedstawiono zastosowanie modelu do symulacji odkształcania bi-kryształów aluminium. Natomiast w pracy [11] zastosowano i zweryfikowano model CP w oparciu o dane doświadczalne otrzymane ze ściskania w płaskim stanie odkształcenia kostki aluminiowej złożonej z trzech ziaren.

Niniejszy artykuł zawiera ocenę możliwości i poprawności modelu Crystal Plasticity w zastosowaniu do polikrystalicznego aluminium. Zachowanie polikrystalicznej próbki w symulacji uzyskano poprzez przypisanie losowej orientacji do każdego elementu skończonego. W pracy skoncentrowano się głównie na ocenie rozwoju tekstury. Przedstawiono także metodykę identyfikacji parametrów z wykorzystaniem metody odwrotnej. Aby umożliwić ocenę poprawności obliczonych wyników wykonano symulację swobodnego spęczania oraz ściskania w płaskim stanie odkształcenia. Ponieważ są to charakterystyczne dla przeróbki plastycznej schematy odkształcenia weryfikacja poprawności obliczeń nie wymaga odniesienia do doświadczenia. Wyniki obliczeń zostały ocenione w oparciu o powszechną wiedzę na temat rozwoju tekstury w odkształcanym aluminium [12,13].

2. MODEL CRYSTAL PLASTICITY

Symulację numeryczną deformacji próbek przeprowadzono z wykorzystaniem modelu Crystal Plasticity, którego implementacja do programu Abaqus została opracowana przez Huang [14]. Poniżej przedstawiono skrótowo jego główne założenia.

W modelu odkształcenie plastyczne powodowane jest jedynie poprzez przemieszczanie się części krystalitu po krystalograficznych

is a current research topic tackled in many works, e.g. [8,9].

Crystal Plasticity model at the same time describes the texture development and hardening of material, which allows for easier identification of the model parameters. It is used most often to simulate the deformation behaviour of single crystals or small conglomerates of grains. In [10], an application of the model to simulate the deformation of the bi-crystal aluminum was shown. While in [11] the model was verified based on experimental data obtained from plain strain compression of aluminum cube composed from only three large grains.

This article assesses the possibility and correctness of Crystal Plasticity model application to simulation polycrystalline aluminum behaviour. The behaviour of a poly-crystalline specimen in the simulation were obtained by assigning a random orientation to each finite element. Then, the texture development during deformation was analyzed. In the paper the methodology of CP model parameters identification using inverse technique was presented. In order to assess the model predictions the simulation of upsetting and plain strain compression was performed. Since these tests represents typical metal forming deformation patterns verification of the obtained results does not require reference to the experience. The calculation results are assessed on the basis of a common knowledge of texture development in deformed aluminum [12,13].

2. CRYSTAL PLASTICITY MODEL

Numerical simulation of specimen deformation was carried out using Crystal Plasticity model. The implementation of the model to Abaqus FE software was developed by Huang [14]. Below are summarized the main assumption of the model.

In the model, the plastic deformation is caused only by the displacement of crystallite part on the crystallographic slip system. The

systemach poślizgu. Model nie uwzględnia odkształcenia poprzez dyfuzję, bliźniakowanie i poślizgu po granicach ziaren. Ścięcie na aktywnym systemie poślizgu zachodzi na skutek działania naprężenia ścinającego (stycznego). Całkowity gradient deformacji (F) składa się z dwóch części (Równanie 1).

$$F = F^* \cdot F^p \quad (1)$$

Własności sprężyste nie zależą od poślizgu na systemach poślizgu. Naprężenie w zakresie sprężystych odkształceń jest obliczane na podstawie gradientu F^* z równania (1). Gradient prędkości w aktualnym stanie odkształcenia składa się z symetrycznego tensora (D) oraz antysymetrycznego tensora spinu (Ω), który z kolei można rozłożyć (równanie 2) na część związaną z obrotem sieci (oznaczenie * w indeksie górnym) i część związaną z plastycznym odkształceniem (oznaczoną p w indeksie górnym).

$$D = D^* + D^p, \quad \Omega = \Omega^* + \Omega^p \quad (2)$$

Rozkład musi spełniać następujący warunek (równanie 3):

$$\begin{aligned} D^* + \Omega^* &= \dot{F}^* \cdot F^{*-1} \\ D^p + \Omega^p &= \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} \end{aligned} \quad (3)$$

gdzie: $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ jest prędkością odkształcenia ścinającego (postaciowego) dla systemu poślizgu, α , $s^{*(\alpha)}$ i $m^{*(\alpha)}$ odpowiednio kierunek poślizgu i normalna do płaszczyzny poślizgu systemu α dla stanu zdeformowanego (aktualna konfiguracja).

Relacja pomiędzy orientacją sieci w stanie odniesienia i stanem zdeformowanym jest opisana równaniem (4):

$$s^{*(\alpha)} = F^* \cdot s^{(\alpha)}, \quad m^{*(\alpha)} = m^{(\alpha)} \cdot F^{*-1} \quad (4)$$

gdzie: $s^{(\alpha)}$ i $m^{(\alpha)}$ odpowiednio: kierunek poślizgu i normalna do płaszczyzny poślizgu systemu α w konfiguracji odniesienia.

W modelu prędkość odkształcenia postaciowego $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ systemu α zależy jedynie od naprężenia ścinającego ($\tau^{(\alpha)}$) obliczonego według prawa Schmid-Boasa (równanie 5), które z kolei zależy od aktualnego stanu naprężenia (σ) oraz orientacji sieci krystalograficznej ($s^{*(\alpha)}$, $m^{*(\alpha)}$).

model does not take into account the deformation by diffusion, twinning and grain boundary sliding. The slip on the active slip system occurs under the action of shear stress (tangential). The total deformation gradient (F) consists of two parts (equation 1).

$$F = F^* \cdot F^p \quad (1)$$

Elastic properties do not depend on slip on slip systems. Stress in the range of elastic deformation is calculated based on the gradient F^ from the equation (1). Velocity gradient in the current state of deformation consists of a symmetric tensor (D), and antisymmetric spin tensor (Ω), which in turn can be decomposed (equation 2) in part related to the rotation of the lattice (marked * in superscript), and a part related to plastic deformation (denoted p in superscript).*

$$D = D^* + D^p, \quad \Omega = \Omega^* + \Omega^p \quad (2)$$

Decomposition must satisfy the following condition (equation 3):

$$\begin{aligned} D^* + \Omega^* &= \dot{F}^* \cdot F^{*-1} \\ D^p + \Omega^p &= \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} s^{*(\alpha)} \otimes m^{*(\alpha)} \end{aligned} \quad (3)$$

where: $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ is the shear strain rate for the slip system, α , $s^{(\alpha)}$ i $m^{*(\alpha)}$ are slip direction and the normal to the slip plane of the slip system α for the deformed state (current configuration) respectively.*

The relationship between lattice orientation in current and deformed state is described by equation (4):

$$s^{*(\alpha)} = F^* \cdot s^{(\alpha)}, \quad m^{*(\alpha)} = m^{(\alpha)} \cdot F^{*-1} \quad (4)$$

where: $s^{(\alpha)}$ and $m^{(\alpha)}$ denotes slip direction and normal to slip plane for slip system α respectively.

In the model the slipping rate $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ of the α slip system depends only on the shear stress ($\tau^{(\alpha)}$) calculated by the Schmid-Boas law (Equation 5), which itself depends on the current state of stress (σ) and the orientation of the crystallographic lattice j ($s^{(\alpha)}$, $m^{*(\alpha)}$).*

$$\tau^{(\alpha)} = m^{*(\alpha)} \cdot \sigma \cdot s^{*(\alpha)} \quad (5)$$

Wartość prędkości odkształcania postaciowego $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ na systemie α obliczona jest według równania (6) i zależy od naprężenia ścinającego ($\tau^{(\alpha)}$):

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{a}^{(\alpha)} \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{n-1} \quad (6)$$

W równaniu (6) $\dot{a}^{(\alpha)}$ jest prędkością odkształcania odniesienia, $g^{(\alpha)}$ obliczane według wzoru (7)

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} \dot{\gamma}^{(\beta)} \quad (7)$$

gdzie: $h_{\alpha\beta}$ jest macierzą umocnienia. Poślizg występuje na kilku systemach jednocześnie a umocnienie w danym systemie zależy także od wielkości ścinania na innych systemach. Wielkość umocnienia obliczana jest dla danego systemu poślizgu zgodnie z równaniem (8), a następnie dla kolejnych systemów poślizgu według równania (9):

$$h_{\alpha\alpha} = h(\gamma) = h_0 \sec h^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{\tau_s - \tau_o} \right| \quad (8)$$

$$h_{\alpha\beta} = qh(\gamma), \quad \alpha \neq \beta \quad (9)$$

Współczynnik q w równaniu (9) określa relację pomiędzy umocnieniem pochodzącym od poszczególnych systemów poślizgu. Do identyfikacji paramentów przedstawionego modelu wykorzystano metodę analizy odwrotnej.

3. IDENTYFIKACJA PARAMETRÓW MODELU CP

Warunkiem otrzymania poprawnych wyników z symulacji jest użycie odpowiedniego modelu materiału i parametrów tego modelu, które właściwie opisują jego zachowanie się w trakcie odkształcania. W pracy do opisu modelu CP wykorzystano parametry otrzymane jako wynik analizy odwrotnej. Postawiono następujące zagadnienie odwrotne:

$$\theta(p) = \sum_i (\sigma_{mi} - \sigma_{ci}(p)) \quad (10)$$

gdzie: σ_{mi} – zależność naprężenie – odkształcenie określone doświadczalnie dla monokryształu o i -tej orientacji, σ_{ci} – zależność

$$\tau^{(\alpha)} = m^{*(\alpha)} \cdot \sigma \cdot s^{*(\alpha)} \quad (5)$$

The value of slip rate $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ for the system α is calculated according to equation (6) and depends on shear stress ($\tau^{(\alpha)}$):

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{a}^{(\alpha)} \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{n-1} \quad (6)$$

In the equation (6) $\dot{a}^{(\alpha)}$ denotes reference strain rate for the α slip system and $g^{(\alpha)}$ is calculated by the formula (7)

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} \dot{\gamma}^{(\beta)} \quad (7)$$

where: $h_{\alpha\beta}$ is the matrix of latent hardening moduli. Slip occurs in several systems at the same time and hardening in the system also depends on the amount of shear on other systems. Hardening is calculated for the slip system in accordance with equation (8), and then for the subsequent slip systems according to the equation (9):

$$h_{\alpha\alpha} = h(\gamma) = h_0 \sec h^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{\tau_s - \tau_o} \right| \quad (8)$$

$$h_{\alpha\beta} = qh(\gamma), \quad \alpha \neq \beta \quad (9)$$

The q coefficient in equation (9) defines the relationship between hardening on various slip systems. For identification of parameters of presented model the inverse method was used.

3. IDENTIFICATION OF PARAMETERS OF CRYSTAL PLASTICITY MODEL

To obtain correct results from numerical simulation it is necessary to use appropriate material model and its parameters, which properly describes material behaviour during deformation. In this paper in order to obtain CP model parameters inverse technique were used. The following inverse problem was stated:

$$\theta(p) = \sum_i (\sigma_{mi} - \sigma_{ci}(p)) \quad (10)$$

where: σ_{mi} – the stress – strain curve determined experimentally for a single crystal of the i -th orientation, σ_{ci} – the stress – strain

naprężenie – odkształcenie obliczona dla monokryształu o i -tej orientacji, \mathbf{p} – wektor parametrów modelu CP.

Analiza odwrotna polegała na poszukiwaniu minimum funkcji (10) ze względu na parametry modelu \mathbf{p} . W wektorze \mathbf{p} uwzględniono następujące parametry: h_0 , τ_s , τ_0 , n , $\dot{\alpha}$. Krzywe umocnienia σ_{mi} otrzymana z próby ściskania w płaskim stanie doksztalcaenia monokryształów aluminium o orientacjach: kubicznej $\{100\}\langle 001\rangle$, Gossa $\{110\}\langle 001\rangle$, i ścinania $\{100\}\langle 011\rangle$. Wartości krzywych umocnienia $\sigma_{ci}(\mathbf{p})$ uzyskano z symulacji numerycznej próby nieswobodnego ściskania przy użyciu programu Abaqus z wykorzystaniem modelu CP. Do poszukiwania minimum zastosowano metodę Simplex (Nelder-Mead). W tabeli 1 przedstawiono wartości parametrów modelu CP dla znalezione minimum funkcji (10).

curve calculated for the single crystal of the i -th orientation, \mathbf{p} – vector of CP model parameters.

The objective of the inverse analysis is to find minimum of function (10) with respect to the model parameters \mathbf{p} . The vector \mathbf{p} includes the following parameters: h_0 , τ_s , τ_0 , n , $\dot{\alpha}$. The flow curves σ_{mi} were obtained from plain strain compression test for the single crystal of aluminium with the following orientations cube $\{100\}\langle 001\rangle$, Goss $\{110\}\langle 001\rangle$, and shear $\{100\}\langle 011\rangle$. The flow curves $\sigma_{ci}(\mathbf{p})$ were obtained from numerical simulation of plain strain compression test. The simulation was carried out with commercial FE software Abaqus and CP model. The simplex method (Nelder-Mead) was used to find minimum of function (10). The parameters \mathbf{p} which correspond to minimum of function (10) are presented in table 1.

Tabela 1. Parametry modelu CP otrzymane w wyniku przeprowadzonej analizy odwrotnej
Table 1. CP model parameters obtained by inverse analysis

h_0	τ_s	τ_0	n	$\dot{\alpha}$
45.5 Mpa	104.9 Mpa	12.1 Mpa	9.7	0.01 s ⁻¹

4. OCENA MODELU CP W ZASTOSOWANIU DO SYMULACJI ODKSZTAŁCENIOWEGO ZACHOWANIA MATERIAŁU POLIKRYSTALICZNEGO ORAZ ROZWOJU TEKSTURY

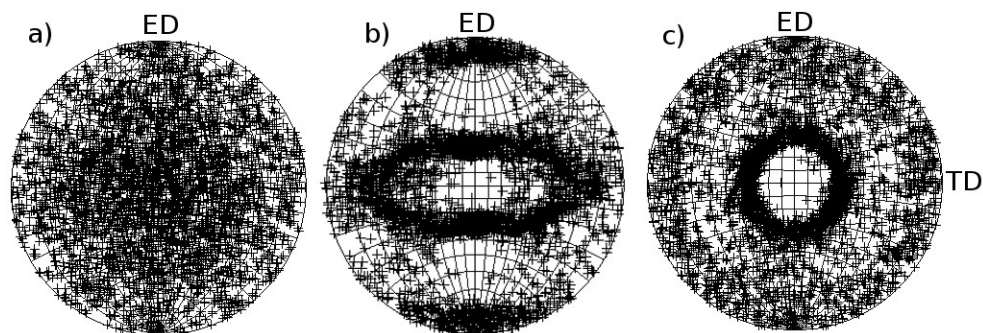
W niniejszej pracy skoncentrowano się na ocenie poprawności przewidywań rozwoju tekstury przez model CP. Ocenie poddano wyniki symulacji numerycznej próby swobodnego ściskania i ściskania w płaskim stanie odkształcenia. Weryfikację przewidywań wartości siły (naprężenia) przedstawiono w pracy [15]. Wybór typowych testów plastometrycznych pozwolił na ocenę poprawności wyników bez konieczności przeprowadzania doświadczenia. Tekstura materiału po odkształceniu w powyższych testach jest powszechnie znana [12,13]. Symulację wykonano dla próbek o wymiarach 10 x 10 x 10 mm³, składających się z tysiąca elementów skończonych,

4. EVALUATION OF CP MODEL APPLICATION TO SIMULATION TEXTURE DEVELOPMENT OF POLICRYSTALLINE MATERIAL AND ITS BEHAVIOUR DURING DEFORMATION

This work focused on evaluation of texture development prediction by CP model. The evaluation assessed the results of numerical simulation tests of upsetting and compression in plane strain conditions. Verification of predicted force (stress) values were presented in [15]. Selection of typical plastometric tests allowed the assessment of the correctness of the results without the need for experience. Texture of the material deformed in the mentioned tests is well known [12, 13]. The simulation of the tests was carried out for the specimen with dimensions of 10 x 10 x 10 mm³. The specimen were composed from thousand finite elements. To each

a do każdego elementu przypisano losową orientację początkową. Na rys. 1a przedstawiono figurę biegunową reprezentującą początkową teksturę próbki. Tą samą teksturę początkową wykorzystano w symulacji testu ściskania swobodnego i nieswobodnego. Symulacje wykonano przy założeniu braku tarcia pomiędzy narzędziem a próbką oraz dla odkształcenia 50%. Na rys. 1b i 1c przedstawiono figury biegunowe otrzymane po doksztalceniu próbek odpowiednio w teście nieswobodnego i swobodnego ściskania. W obu przypadkach otrzymano charakterystyczną dla przeprowadzonego testu teksturę.

element random initial orientation was assigned. Figure 1a shows the pole figure representing the initial texture of samples. The same initial texture was used for the plain strain compression and upsetting tests simulation. The simulations were performed assuming no friction between the tool and the sample and the total deformation of 50%. Figure 1b and 1c shows the pole figures obtained after specimen deformation in constrained and unconstrained compression tests respectively. In both cases, the characteristic textures for each test were obtained.



Rys. 1. Figury biegunowe przedstawiające: a) początkową teksturę, b) obliczoną teksturę po ścisnaniu próbki do 50% wysokości z zachowaniem płaskiego stanu odkształcenia, c) obliczoną teksturę po swobodnym ścisnaniu próbki do 50% wysokości

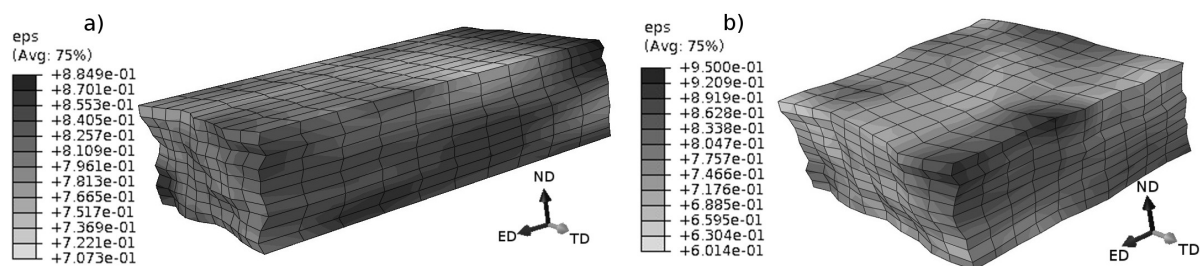
Fig. 1. Pole figures show a) initial texture, b) calculated texture after plain strain compression up to 50%, c) calculated texture after uniaxial compression up to 50%

W przypadku nieswobodnego ściskania figura biegunowa otrzymana doświadczalnie charakteryzuje się większym rozmyciem w centralnej części, w kierunku środka figury biegunowej. Takiego rozmycia nie zaobserwowano w wynikach uzyskanych z symulacji. Wynikła różnica najprawdopodobniej z założenia beztarciowych warunków w modelu MES.

Na rys. 2a i 2b przedstawiono próbki po odkształceniu wraz z zaznaczonym rozkładem odkształcenia. Widoczny niejednorodny rozkład odkształcenia oraz kształt próbki, wynika z zastosowanego modelu materiałowego oraz różnych orientacji poszczególnych elementów, które determinują własności mechaniczne. Warto podkreślić, że w warunkach beztarciowego ściskania i przy założeniu izotropowego zachowania materiału wynikiem symulacji jest jednorodne odkształcenie w całej objętości próbki.

In the case of a constrained compression test obtained experimentally pole figure are characterized by a larger scattering in the central part of the pole figure. Such scattering is not observed in the results obtained from the simulation. The resulting difference most probably arise due to assumed frictionless conditions in the FEM model.

Figures 2a and 2b deformed specimens with strain distribution are presented. The non-uniform strain distribution and irregular shape of the specimens is the result of applied material model and different orientations assigned to each finite element. The difference in orientation assigned to finite element determine difference in mechanical properties of the element. It is worth emphasizing that under frictionless conditions and assuming an isotropic material behaviour simulation result is a homogeneous deformation of the entire volume of the sample.



Rys. 2. Kształt próbki po 50% odkształceniu a) w płaskim stanie odkształcenia i b) ściskanej swobodnie wraz z rozkładem odkształcenia

Fig. 2. Shape of the specimen deformed up to 50% in a) plain strain conditions and b) uniaxial compression together with strain distribution

5. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W pracy określono poprawność przewidywań tekstury w odkształconych próbkach polikrystalicznych przy użyciu modelu Crystal Plasticity. Wykonano symulację testów ściskania swobodnego i nieswobodnego. Tekstura otrzymana w teście nieswobodnego ściskania jest zgodna z teksturą walcowania charakterystyczną dla tego testu. Tekstura obliczona dla testu spęczania jest charakterystyczna dla materiałów odkształcanych swobodnie. Obliczone tekstury są zgodne z wynikami doświadczalnymi prezentowanymi w literaturze [12,13]. Zróżnicowanie orientacji początkowej skutkuje różnym umocnieniem poszczególnych elementów, co prowadzi do niejednorodnego odkształcenia próbki nawet przy braku tarcia.

Otrzymane wyniki symulacji pozwalają ocenić model jako poprawnie przewidujący zarówno teksturę odkształcanych materiałów polikrystalicznych, jak i rozkład odkształcenia, który wynika z lokalnej anizotropii materiału związanej ze zróżnicowaniem orientacji poszczególnych elementów. W następnym etapie planuje się wykonanie podobnej oceny modelu dla bardziej złożonych procesów przeróbki plastycznej (np. wyciskania) w połączeniu z weryfikacją opartą o dane doświadczalne.

5. SUMMARY AND CONCLUSIONS

In the work the correctness of Crystal Plasticity model texture predictions of polycrystalline specimen were investigated. The simulation of constrained and unconstrained compression tests was carried out. Obtained texture after constrained compression is consistent with the rolling texture, which is typical for this test. The texture calculated for upsetting test is typical as for the material compressed in unconstrained conditions. The calculated textures are in good agreement with experimental results presented in literature [12, 13]. Variation of the initial orientation result in different hardening of individual elements and leads to non-uniform deformation of the sample even in the absence of friction.

Obtained results classified model as properly describing texture of polycrystalline material as well as deformation distribution. The deformation distribution arises from local anisotropy of the material caused by different orientations of individual elements. In the next stage of the work it is planned to make similar evaluation based on experimental results for more complex metal forming processes (e.g. extrusion).

Praca została sfinansowana ze środków Narodowego Centrum Nauki przyznanych na podstawie decyzji numer DEC-2011/01/B/ST8/01649.

This work was funded by the National Science Center awarded on the basis of the decision number DEC-2011/01/B/ST8/01649.

LITERATURA / REFERENCES

- [1] Pietrzyk M., Madej Ł., Szeliga D., Kuziak R., Pidvysotsky V., Paul H., Wajda W.: Rheological Models of Metallic Materials. Research in Polish Metallurgy at the Beginning of XXI Century. ed. Świątkowski K. Komitet Metalurgii PAN Kraków 2006, 325-346.
- [2] Kowalski M., Jura J., Baudin T.: Modelling of texture development in cold rolled ferritic-austenitic stainless steel using self-consistent viscoplastic model and finite element method. Archives of Metallurgy and Materials 53 (2008), 175-178.
- [3] Schmid E., Boas W.: Plasticity of Crystals with Special Reference to Metals. F.A. Hughes & Co. Ltd. 1935.
- [4] Kocks U.F., Brown T.J.: Latent hardening in aluminium. Acta Metallurgica 14 (1966), 87-98.
- [5] Asaro R.J.: Micromechanics of Crystals and Polycrystals. Adv. Appl. Mech. 23 (1983), 1-115.
- [6] Asaro R.J.: Crystal Plasticity. J. Appl. Mech. 50 (1983), 921-934.
- [7] Bassani J.L., Wu, T.Y.: Latent hardening in single crystals II. Analytical characterization and predictions. Philos. Trans. Roy. Soc. London A. 435 (1991), 21-41.
- [8] Delannay L., Jacques P., Kalidindi S.R.: Finite element modelling of crystal plasticity with grains shaped as truncated octahedrons. International Journal of Plasticity 22 (2006), 1879-1898.
- [9] Kanjarla A.K., Delannay L., Houtte, P.: Finite Element Study of Intragrain Plastic Heterogeneity near a Triple Junction. Metallurgical and Materials Transactions A 42 (2011), 660-668.
- [10] Wajda W., Paul H.: Near grain boundary behaviour of aluminum bicrystals deformed in plane strain conditions. Solid State Phenomena 186 (2012), 108-111.
- [11] Wajda W., Madej Ł., Paul H., Gołąb R., Miszczyk M.: Validation of texture evolution model for polycrystalline aluminum on the basis of 3D digital microstructures. Mat. Konf. Metalforming 2012. Steel Res. International Special Edition (2012), 1111-1114.
- [12] Truszkowski W., Król J., Major B.: On penetration of shear texture into the Rolled Aluminum and Copper. Metallurgical Transactions A 13A (1982), 665-669.
- [13] Leffers T.: A Kinematical Model for the Plastic Deformation of Face-Centred Cubic Polycrystals, praca doktorska (1975).
- [14] Huang Y.: Mechanical report 178. Division of Engineering and Applied Sciences, Harvard University Cambridge, Massachusetts (1999).
- [15] Wajda W., Madej Ł., Paul H.: Application of Crystal Plasticity Model for Simulation of Polycrystalline Aluminum Sample Behaviour During Plain Strain Compression Test. Archives of Metallurgy and Materials 58 (2013), 493-496.

