

MODELOWANIE WPŁYWU EWOLUCJI TEKSTURY KRYSTALOGRAFICZNEJ NA ROZWÓJ ANIZOTROPII PLASTYCZNEJ I LOKALIZACJĘ ODKSZTAŁCENŃ W BLACHACH

KATARZYNA KOWALCZYK, WIKTOR GAMBIN

MODELLING OF THE INFLUENCE OF CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE EVOLUTION ON THE PLASTIC ANISOTROPY DEVELOPMENT AND STRAIN LOCALIZATION IN METAL SHEETS

Abstract

Model of evolution of plastic anisotropy due to crystallographic texture development in metals subjected to large deformation processes is presented. Texture evolution for drawing, rolling and pure shear processes is simulated. With use of the introduced texture dependent yield surface for polycrystals influence of the texture on the plastic anisotropy and strain localization phenomena is analyzed. Drawability and stretchability of metal sheets is examined through the Lankford coefficient R and parameter P introduced by Barlat et al.

1. WSTĘP

Podczas procesów obróbki plastycznej związanych z dużymi deformacjami własności materiału ulegają zmianie. Początkowo izotropowy materiał może stać się anizotropowy. Podstawowym, aczkolwiek nie jedynym źródłem rozwoju anizotropii jest ewolucja tekstury krystalograficznej. Poniżej zaprezentujemy wyniki symulacji ewolucji tekstury w agregacie ziaren, który jest poddany dużym deformacjom plastycznym. Przy wykorzystaniu zaproponowanej powierzchni plastyczności przeanalizujemy wpływ zmiany tekstury na parametry charakteryzujące procesy formowania blach.

Uwzględnienie anizotropii plastycznego płynięcia czyni bardziej efektywnym modelowanie i projekto-

wanie procesów kształtowania blach. Wpływ tekstury krystalograficznej i jej ewolucji należy wziąć pod uwagę zarówno rozważając procesy technologiczne przygotowujące wyjściowy materiał, takie jak walcowanie blach, jak również dalszy proces ich formowania.

2. MODEL ROZWOJU TEKSTURY KRYSTALOGRAFICZNEJ

Aby opisać rozwój tekstury krystalograficznej należy zejść do poziomu pojedynczego ziarna. Metale są materiałami polikrystalicznymi. Podczas dużych deformacji plastycznych sieć krystalograficzna w poszczególnych ziarnach obraca się dążąc do pewnych preferowanych orientacji. W wyniku procesu sieć w

wielu ziarnach uzyskuje zbliżoną orientację. Zjawisko to nazywamy ewolucją tekstury krystalograficznej.

2.1. Opis ruchu pojedynczego ziarna

Opis kinematyki pojedynczego kryształu został sformułowany m. in. w pracy (Asaro, 1983). Przyjmuje się, że ruch sieci krystalograficznej i ruch włókien materialnych jest różny. W zakresie sprężystym sieć i materiał deformują się jednakowo, natomiast w zakresie plastycznym materiał „przepływa” przez sieć, która pozostaje nieruchoma. Przyjmując, że ziarno jest sztywno-idealnie plastyczne część sprężysta deformacji redukuje się do sztywnego obrotu \mathbf{R}^* . Otrzymujemy, zatem następujący rozkład gradientu deformacji materiału (\mathbf{F}) i sieci (\mathbf{F}^L):

$$\mathbf{F} = \mathbf{R}^* \mathbf{F}^P, \quad \mathbf{F}^L = \mathbf{R}^* \quad (1)$$

Rozkład ten skutkuje poniższym addytywnym rozkładem gradientu prędkości dla materiału (\mathbf{L}) i sieci (\mathbf{L}^L):

$$\begin{aligned} \mathbf{L} &= \mathbf{\Omega}^* + \mathbf{\Omega}^P + \mathbf{D}^P, \\ \mathbf{L}^L &= \mathbf{\Omega}^* = \dot{\mathbf{R}}^* (\mathbf{R}^*)^T \end{aligned} \quad (2)$$

Znając spin sieci $\mathbf{\Omega}^*$ możemy wyznaczyć ewolucję jej orientacji wykorzystując wzory wyprowadzone przez Clementa (1982). Spin sieci obliczamy jako różnicę między spinem całkowitym danym przez warunki brzegowe zadania, a spinem plastycznym $\mathbf{\Omega}^P$. Do wyznaczenia spinu plastycznego potrzebne są równania konstytutywne. Tensor \mathbf{D}^P jest symetrycznym tensorem prędkości deformacji plastycznej.

2.2. Równania konstytutywne

Zaobserwowano, że plastyczne płynięcie w kryształach zachodzi przez poślizg na ściśle określonych płaszczyznach sieciowych o normalnej \mathbf{n}^r w ściśle określonym kierunku sieciowym \mathbf{m}^r . W zależności od typu sieci liczba M ($r = 1, \dots, M$) i rodzaj systemów poślizgu są inne.

Poślizg na danym systemie rozpoczyna się wtedy, gdy spełniony jest pewien warunek graniczny. W prezentowanym modelu w miejsce klasycznego prawa Schmidta został przyjęty regularyzowany warunek Schmidta zaproponowany w (Gambin, 1991). Według tego warunku plastyczne płynięcie rozpoczyna się, gdy spełnione jest poniższe równanie

$$f^{(g)} = \sum_{r=1}^M \left(\frac{\tau^r}{\tau_c^r} \right)^{2n} - m = 0, \quad (3)$$

gdzie $\tau^r = \mathbf{m}^r \cdot \boldsymbol{\sigma}^s \cdot \mathbf{n}^r$, $\boldsymbol{\sigma}^s$ jest tensorem naprężenia w kryształach, a τ_c^r wartością krytyczną naprężeniem charakterystyczną dla systemu poślizgu r . Wielkość m jest parametrem materiałowym niezależnym od orientacji sieci (Gambin, 2001).

Wykładnik n występujący w równaniu powierzchni plastyczności (3) powiązано dla kryształów o sieci A1 z energią błędu ułożenia (Gambin i Barlat, 1997). Im większa jej wartość, tym niższy wykładnik n należy przyjąć. Według tej interpretacji n przyjmuje wartości od 1 dla srebra, przez 6 dla miedzi, po 20 dla aluminium.

Z powyższym warunkiem związane są następujące prawo płynięcia i równanie konstytutywne na spin plastyczny

$$\mathbf{D}^P = \lambda \sum_{r=1}^M \left(\frac{\tau^r}{\tau_c^r} \right)^{2n-1} \mathbf{P}^r, \quad (4)$$

$$\mathbf{\Omega}^P = \lambda \sum_{r=1}^M \left(\frac{\tau^r}{\tau_c^r} \right)^{2n-1} \mathbf{W}^r, \quad (5)$$

gdzie \mathbf{P}^r i \mathbf{W}^r są odpowiednio symetryczną i antysymetryczną częścią diady $\mathbf{m}^r \otimes \mathbf{n}^r$, a λ jest mnożnikiem plastycznym.

2.3. Zastosowanie modelu do agregatu ziaren

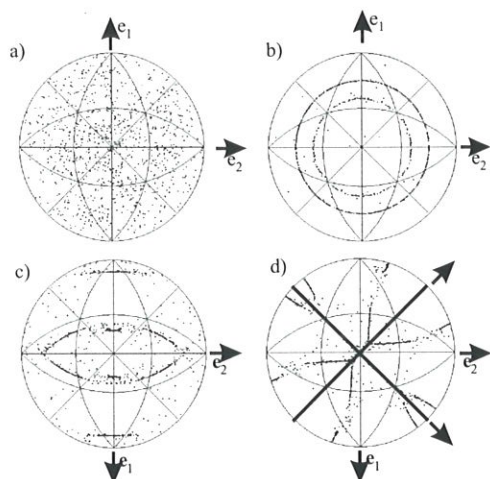
Przy wykorzystaniu przytoczonego modelu pojedynczego ziarna powstał program komputerowy wyznaczający ewolucję tekstury w agregacie ziaren, który został poddany dużym deformacjom plastycznym (Kowalczyk, 2000). W obliczeniach zostały przyjęte następujące założenia:

1. Pole gradientu prędkości \mathbf{L} w analizowanym elemencie jest jednorodne,
2. Początkowy rozkład orientacji sieci w agregacie ziaren jest losowy (izotropia),
3. Gradient prędkości \mathbf{L}^g w każdym ziarnie jest taki sam i równy makroskopowemu \mathbf{L} (hipoteza Taylora).

Rezultaty obliczeń rozwoju tekstury dla uproszczonych schematów procesów przeciągania, walcowania i czystego ścinania są zaprezentowane na rysunku 1.

Analiza wyników pozwala stwierdzić, że proces przeciągania powoduje rozwój anizotropii normalnej w materiale, natomiast proces walcowania i proces czystego ścinania skutkują rozwojem ortotropii. Dla materiału przeciąganego płaszczyzną izotropii jest płaszczyzna o normalnej zgodnej z kierunkiem przeciągania. Główne kierunki ortotropii w walcowanej blaszce pokrywają się z kierunkiem walcowania i kie-

runkiem do niego prostopadłym w płaszczyźnie blachy. W przypadku blach poddanych czystemu ścinaniu kierunki ortotropii położone są pod kątem 45° do kierunków ścinania.



Rysunek 1. Figury biegunowe {111} otrzymane w wyniku symulacji ewolucji tekstury dla procesów b) przeciągania, c) walcowania i d) czystego ścinania. Na rysunku a) pokazano początkowy rozkład orientacji (Kowalczyk, 2000; Kowalczyk, 2001).

3. POWIERZCHNIA PLASTYCZNOŚCI DLA POLIKRYSZTAŁU

Klasyczne powierzchnie plastyczności stosowane do opisu materiałów polikrystalicznych nie zależą w sposób bezpośredni od tekstury. Anizotropia materiału wywołana teksturą krystalograficzną opisywana jest przez szereg parametrów wyznaczanych za pomocą testów wykonywanych na makroskopowych próbkach.

Najczęściej stosowaną anizotropową powierzchnią plastyczności dla metali jest powierzchnia zaproponowana przez Hilla w 1948 roku. Opisana jest ona kwadratową funkcją składowych stanu naprężenia. Ze względu na to, że powierzchnia nie opisuje wielu zjawisk obserwowanych w plastycznie deformujących się metalach proponowane są powierzchnie wyższego stopnia. Obecnie najczęściej wykorzystywane są kryterium Hilla z 1979 lub 1990 roku (Hill, 1990) oraz warunek Barlata z roku 1989 (Barlat i Lian, 1989).

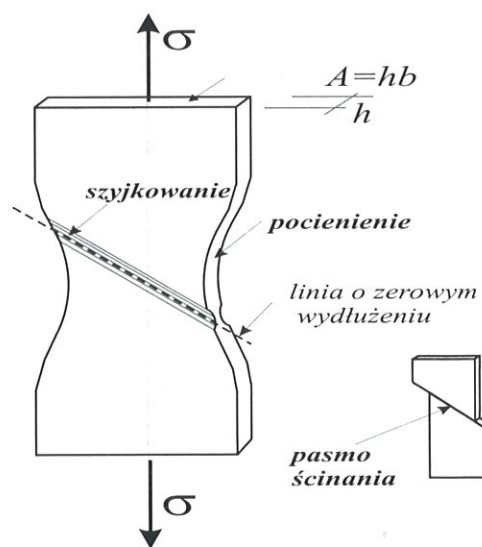
Aby uwzględnić bezpośrednio wpływ tekstury na anizotropię materiału na poziomie makro została wprowadzona powierzchnia plastyczności polikryształu zależna od tekstury (Kowalczyk, 2000; Kowalczyk, 2001). Powierzchnia ta zadana jest następującym równaniem

$$F = \alpha \sum_{g=1}^N \frac{\gamma^g}{m^g} \sum_{r=1}^M \left(\frac{\sigma : \mathbf{P}^r}{\tau_c^r} \right)^{2n} - 1 = 0 \quad (6)$$

W równaniu tym przez N oznaczyliśmy liczbę ziaren o różnych orientacjach w reprezentatywnym elemencie objętości polikryształu (RVE). Wielkość γ^g oznacza udział objętościowy ziaren o danej orientacji w RVE, n jest pewnym dodatnim wykładnikiem o podobnym znaczeniu do wykładnika n występującego w równaniu (3), natomiast m^g , a są stałymi materiałowymi zaś σ makroskopowym tensorem naprężenia.

Wykorzystując zaproponowaną powierzchnię plastyczności możemy badać jak zmieniają się w blasze własności opisywane przez kształt powierzchni plastyczności wraz z rozwojem tekstury. Zmiana powierzchni plastyczności (6) wywołana rozwojem tekstury dla analizowanych w poprzednim rozdziale procesów była szeroko dyskutowana w pracach (Kowalczyk, 2000; Kowalczyk, 2001).

Zjawiskiem, na które ma wpływ kształt powierzchni plastyczności jest lokalizacja odkształceń plastycznych.



Rysunek 2. Formy lokalizacji odkształceń dla rozciąganej paska blachy.

4. WPŁYW TEKSTURY NA LOKALIZACJĘ ODKSZTAŁCEŃ

Procesy formowania są zwykle ograniczone przez lokalizację odkształceń. Na zjawisko to ma wpływ szereg czynników. Utrata stateczności może przybierać różne formy zależnie od kształtu próbki, krzywej wzmocnienia materiału, jego anizotropii oraz powierzchni plastyczności. Poniżej omówimy parametry pozwalające ocenić wpływ kształtu powierzchni plastyczności na formowalność blach.

4.1. Współczynnik Lankforda R

Rozważmy na początek jednoosiowe rozciąganie pasków blach (rysunek 2). W tym przypadku utrata

stateczności kształtu paska może mieć trzy formy: pocienienia, szyjkowania i pasma ścinania (Marciniak i Duncan, 1992). Zajmiemy się drugim typem utraty stateczności. Ma on miejsce wtedy, gdy wzrost naprężenia uplastyczniającego σ_p nie jest w stanie zrekomensować ubytku grubości blachy h , a zatem

$$d(\sigma_p h) < 0 \Rightarrow \frac{d\sigma_p}{d\varepsilon} < \frac{1}{1+R} \sigma_p \quad (7)$$

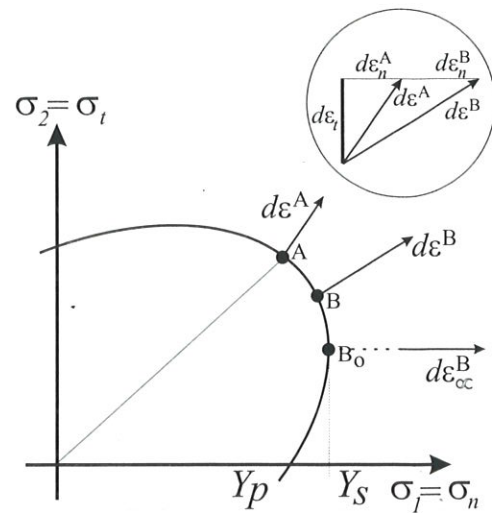
gdzie $d\varepsilon$ jest przyrostem odkształcenia plastycznego w kierunku rozciągania, natomiast współczynnik Lankforda $R = d\varepsilon_b/d\varepsilon_h$ określa stosunek zmiany szerokości próbki do zmiany jej grubości. Współczynnik ten jest związany z anizotropią normalną blachy i $R = 1$, gdy blacha jest izotropowa. Zauważmy, zatem, że szyjkowanie w blasze anizotropowej o $R \gg 1$ zachodzi później niż dla izotropowej. Przeciwny efekt obserwowany jest dla blach o $R \ll 1$. Szyjkowanie zachodzi w linii, której długość nie ulega zmianie w procesie deformacji.

Ogólnie można wykazać, że współczynnik Lankforda R opisuje ciągłość blach dla płaskich stanów naprężenia ($\sigma_{33} = 0$), przy których mamy do czynienia z odkształceniami plastycznymi takimi, że $\rho = d\varepsilon_1^p/d\varepsilon_2^p < 0$.

4.2. Parametr P i diagram YSSHD

Możemy zauważyć, że dla niektórych płaskich stanów naprężenia otrzymujemy $\rho > 0$ i nie można wskazać w płaszczyźnie blachy linii, której długość nie ulega zmianie. Najszerzej stosowanym modelem lokalizacji dla takich stanów naprężenia jest model Marciniaka-Kuczyńskiego (Marciniak i Duncan, 1992). Model ten zakłada istnienie w elemencie blachy imperfekcji o zmniejszonej grubości. Zakładając pewną ścieżkę odkształcenia $\rho > 0$ poza imperfekcją i spełniając równania równowagi i warunki zgodności na granicy stref śledzona jest ewolucja odkształceń w imperfekcji ρ_{im} . W momencie, gdy w strefie o zmniejszonej grubości $\rho_{im} \rightarrow 0$ następuje lokalizacja odkształceń w tej strefie. Wartość odkształceń plastycznych poza imperfekcją w momencie lokalizacji to odkształcenia graniczne. Wyznaczając je dla różnych ścieżek odkształcenia $\rho > 0$ otrzymujemy prawą stronę wykresu odkształceń granicznych (FLD). Maksymalne odkształcenia graniczne otrzymujemy dla $\rho = 1$.

Jak zauważono (Barlat, 1987) na wielkość odkształceń granicznych dla tego typu procesów znaczący wpływ ma kształt powierzchni plastyczności. Rozważmy przypadek materiału idealnie-plastycznego. Stan naprężenia i odkształcenia w strefie poza imperfekcją opisany jest przez punkt A (rysunek 3), gdzie $\rho = 1$, natomiast w imperfekcji przez punkt B. W trakcie procesu odkształcania plastycznego blachy punkt B prze-



Rysunek 3. Wpływ kształtu powierzchni plastyczności na lokalizację odkształceń.

suwa się w kierunku punktu B_0 , w którym następuje lokalizacja odkształceń. Punkt B_0 opisuje płaski stan płynięcia w imperfekcji. Ze względu na to, że przyrost odkształceń plastycznych $d\varepsilon^p$ jest określony przez warunek zgodności odkształceń, to przyrost odkształceń $d\varepsilon^p \rightarrow \infty$.

W pracy (Barlat, 1987) został zaproponowany pewien parametr, który pozwala ocenić wpływ kształtu powierzchni na wielkość maksymalnych odkształceń granicznych. Parametr ten został zdefiniowany następująco

$$P = \frac{Y_s}{Y_p} \quad (8)$$

gdzie Y_s oznacza wartość naprężenia uplastyczniającego odpowiadającego płaskiemu stanowi płynięcia, natomiast Y_p wartość naprężenia uplastyczniającego przy równomiernym dwuosowym rozciąganiu (patrz rysunek 3). Im wyższa wartość parametru P , tym odkształcenia graniczne większe.

Kształt FLD dla $0 < \rho < 1$ może się różnić w zależności od przyjętej powierzchni plastyczności, nawet jeśli wartość P jest taka sama. Do określenia wpływu kształtu powierzchni na kształt FLD w pracy (Lian, 1989) zaproponowano diagram wzmocnienia wynikający z kształtu powierzchni plastyczności (YSSHD) zdefiniowany dla materiałów izotropowych i o anizotropii normalnej. Pokazuje on zależność między ρ , a wartością odpowiadającego jej krytycznego maksymalnego naprężenia głównego odniesionego do wartości Y_p . Im wartość ta większa tym większe odkształcenia graniczne dla danego ρ .

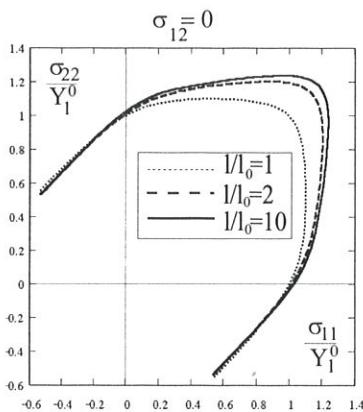
5. ANALIZA PARAMETRÓW DLA WYBRANYCH TEKSTUR

Poniżej prześledzimy wartość parametrów R i P dla wyznaczonych tekstur krystalograficznych powsta-

jących w procesach przeciągania, walcowania i czystego ścinania. W analizie wykorzystana zostanie wprowadzona powierzchnia plastyczności (6) zależna od tekstury.

5.1. Tekstury przeciągania

W poprzednim rozdziale stwierdziliśmy, że podczas przeciągania wytwarza się tekstura powodująca anizotropię normalną blachy. Opisujemy własności przekroju wyciętego z przeciąganego elementu (kierunek przeciągania jest kierunkiem e_3). Zmiana kształtu powierzchni plastyczności związana z rozwojem tekstury dla procesów przeciągania różniących się zakresem procesu została zaprezentowana na rysunku 4. Można zauważyć wzrost naprężeń granicznych Y_p w stosunku do naprężeń przy jednoosiowym rozciąganiu Y .



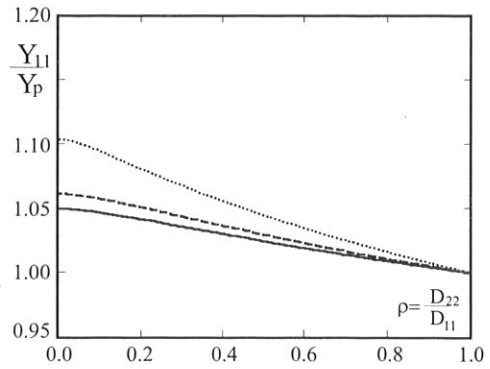
Rysunek 4. Ewolucja powierzchni plastyczności F ($n = 6$), dla procesu przeciągania. l/l_0 – stosunek aktualnej do początkowej długości pręta.

Tablica 1. Parametry R i P dla elementu przeciąganego.

l/l_0	R	P
1,0	1,079	1,104
2,0	1,807	1,062
10,0	2,223	1,050

W tablicy 1 zostały umieszczone obliczone wartości współczynnika Lankforda R oraz parametru P . Wzrost współczynnika R wskazuje na dobre własności krążka wyciętego z przeciąganego elementu dla stanów odkształcenia, dla których $\rho < 0$. Jednocześnie im wyższy zakres procesu przeciągania tym mniejszy parametr P , a zatem spada formowalność wyciętych krążków dla stanów odkształcenia, dla których $\rho = 1$.

Zmiana diagramu YSSHD wskazuje również na spadek odkształceń granicznych dla innych ścieżek odkształcenia, dla których $\rho > 0$ (rysunek 5).

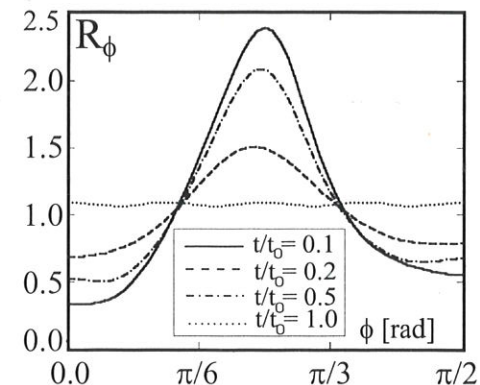
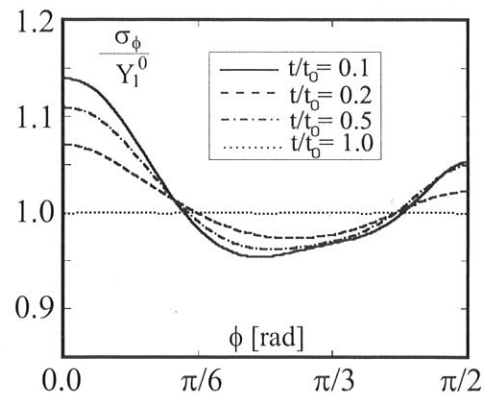


Rysunek 5. Zmiana wykresu YSSHD dla powierzchni F na skutek rozwoju tekstury przeciągania.

5.2. Tekstury walcowania

W trakcie procesu walcowania w blasze powstaje tekstura powodująca, że materiał staje się ortotropowy. Na rysunku 6 zaprezentowano zmianę wartości naprężeń uplastyczniających σ_ϕ przy jednoosiowym rozciąganiu próbek wyciętych z blachy pod kątem ϕ do kierunku walcowania e_1 oraz wartość współczynnika Lankforda R_ϕ w wyniku rozwoju tekstury. Wartości obu funkcji zostały otrzymane przy wykorzystaniu proponowanej powierzchni plastyczności F .

Korzystną pod względem formowalności wartość współczynnika Lankforda R obserwujemy dla pasków wyciętych pod kątem 45° , a niekorzystną dla kierun-

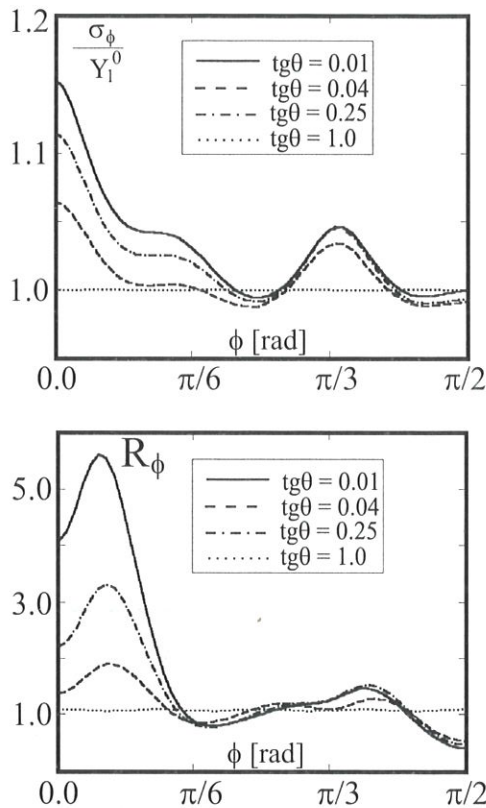


Rysunek 6. Zmiana naprężeń granicznych σ_ϕ i współczynnika Lankforda R_ϕ związana z rozwojem tekstury walcowania. t/t_0 – stosunek początkowej do aktualnej grubości blachy.

ku walcowania i kierunku do niego prostopadłego.

5.3. Tekstury czystego ścinania

Proces czystego ścinania również zmienia materiał blachy na ortotropowy. Podobnie jak dla przypadku walcowania na rysunku prezentujemy wykresy σ_ϕ i R_ϕ dla jednoosiowego rozciągania (rysunek 7). W tym przypadku kąt ϕ mierzony jest od głównego kierunku ortotropii nachylonego pod kątem 45° do kierunku ścinania e_1 .



Rysunek 7. Zmiana naprężeń granicznych σ_ϕ i współczynnika Lankforda R_ϕ związana z rozwojem tekstury czystego ścinania. θ – oznacza aktualny kąt między kierunkami e_1 i e_2 .

Najkorzystniejszą wartość współczynnika Lankforda otrzymujemy dla kątów ϕ zawartych w przedziale $(-30^\circ, 30^\circ)$, a najmniej korzystną w okolicach kąta $\phi = 90^\circ$.

Wykorzystanie przy projektowaniu procesów formowania informacji o anizotropii blachy związanej z jej teksturą krystalograficzną pozwala na polepszenie efektywności tych procesów. Znajomość zmienności własności blachy w poszczególnych kierunkach umożliwia optymalne ustawienie tych kierunków pod

względem zadanego procesu kształtowania.

6. PODSUMOWANIE

W pracy przytoczono wyniki obliczeń rozwoju tekstury krystalograficznej dla różnych procesów obróbki plastycznej. W obliczeniach zastosowano zaprezentowany model obliczeniowy dla agregatu ziaren.

Wprowadzono powierzchnię plastyczności dla polikryształów metali, która w sposób bezpośredni zależy od tekstury. Powierzchnia ta pozwoliła opisać wpływ rozwoju tekstury na ewolucję anizotropii plastycznej w blachach. W sposób jakościowy oceniono wpływ zmiany kształtu analizowanej powierzchni związanej z rozwojem tekstury na zjawisko lokalizacji odkształceń w procesach formowania.

Uwaga końcowa: Praca finansowana przez KBN, projekt nr 5 TO7A 031 022.

LITERATURA

- Asaro, R. J., 1983, Crystal plasticity, *J. Applied Mechanics*, 50, 921-934.
- Barlat, F., 1987, Crystallographic texture, anisotropic yield surfaces and forming limits of sheet metals, *Mat. Sci. Eng.*, 91, 55-72.
- Barlat, F., Lian, J., 1989, Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *Int. J. Plasticity*, 5, 51-66.
- Clement, A., 1982, Prediction of deformation texture using a physical principle of conservation, *Mater. Sci. Eng.*, 55, 203-210.
- Gambin, W., 1991, Crystal plasticity based on yield surface with rounded-off corners, *ZAMM*, 71, 4, T265-T268.
- Gambin, W., 2001, *Plasticity and Textures*, Kluwer Academic Publ.
- Gambin, W., Barlat, F., 1997, Modelling of deformation texture development based on the rate-independent crystal plasticity, *Int. J. Plasticity*, 13, 75-85.
- Hill, R., 1990, Constitutive modeling of orthotropic plasticity in sheet metals, *J. Mech. Phys. Solids*, 38, 405-417.
- Kowalczyk, K., 2000, *Ewolucja anizotropii plastycznej silnie deformowanych metali*, Praca doktorska, IPPT PAN, Warszawa.
- Kowalczyk, K., 2001, Evolution of plastic anisotropy for the polycrystalline materials in large deformation processes, *Engng. Trans.*, 49, 537-571.
- Lian, J., Barlat, F., Baudalet, B., 1989, Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. Part II: Effect of yield surface shape on sheet forming limit. *Int. J. Plasticity*, 5, 131-147.
- Marciniak, Z., Duncan, J.L., 1992, *The mechanics of sheet metal forming*, Edward Arnold, London - Melbourne - Oakland.

Artykuł otrzymano 14 marca 2003 r.