

Marek BLICHARSKI

Instytut Metalurgii

Akademia Górniczo-Hutnicza - Kraków

#### ZMIANY STRUKTURY I TEKSTURY TYTANU PODCZAS ODKSZTAŁCENIA I REKRYSZTAŁIZACJI

**Streszczenie.** W pracy przedstawiono zagadnienia tworzenia się tekstury rekryształizacji po dużych odkształceniach plastycznych tytanu. Wykazano, że przy wzroście gniotu do 90% struktura materiału odkształconego staje się oraz bardziej jednorodna. Niejednorodność struktury po małych odkształceniach spowodowana jest tworzeniem się bliźniaków i pasm przegięcia, a niejednorodność po dużych odkształceniach - tworzeniem się pasm ścinania. Przebieg rekryształizacji tytanu, wielkość ziarna po rekryształizacji oraz tekstura zależą istotnie od struktury po odkształceniu, a istotne zmiany tekstury podczas rekryształizacji występują przy niejednorodnej strukturze materiału odkształconego.

#### WSTĘP

Ostatnio obserwuje się wzmożone zainteresowanie strukturą metali i stopów po dużych odkształceniach [1-10]. Badania dotyczą głównie metali i stopów o sieci A1 oraz małej energii błędu ułożenia [2, 4-7, 9 i 10]. Z tych badań wynika, że struktura materiału odkształconego jest bardzo niejednorodna.

Główną cechą niejednorodności po odkształceniach większych od ok. 50% są pasma ścinania, które tworzą z płaszczyzną walcowania kąty wynoszące ok. 35°. Pasma ścinania obserwowano szczególnie wyraźnie w obszarach dużej gęstości bliźniaków odkształcenia i dlatego przypuszczano, że duża gęstość bliźniaków jest odpowiedzialna za tworzenie się pasm ścinania.

Bardzo niewiele wykonano dotychczas prac poświęconych strukturze odkształconych metali o sieci heksagonalnej. W celu wypełnienia istniejącej luki podjęto badania nad strukturą i teksturą odkształconego tytanu -  $\alpha$ .

Jednym z podstawowych zagadnień przy rekryształizacji metali i stopów jest tworzenie się tekstury. Tworzenie się tekstury rekryształizacji jest zwykle tłumaczone za pomocą teorii zorientowanego zarodkowania [11] lub teorii zorientowanego wzrostu [12].

W teorii zorientowanego zarodkowania przyjmuje się, że zarodki rekryształizacji posiadają uprzywilejowaną orientację krystalograficzną, natomiast ich szybkość wzrostu jest niezależna od orientacji, podczas gdy w

teorii zorientowanego wzrostu zakłada się, że orientacja krystalograficzna zarodków rekrytalizacji jest losowa, natomiast szybkość ich wzrostu zależy od orientacji krystalograficznej względem osnowy.

Badania nad zachodzącymi podczas wyżarzania zmianami w strukturze i teksturze odkształconego tytanu podjęto w celu ustalenia, która z wyżej wymienionych teorii lepiej tłumaczy powstawanie tekstury rekrytalizacji tytanu.

#### SPOSÓB PRZEPROWADZENIA BADAŃ

Badania wykonano na tytanie o następującej ilości zanieczyszczeń: 0,07% (cięż.)  $O_2$ ; 0,0075%  $N_2$ ; 0,03% Fe i 0,02% C. Wielkość ziarna badanego tytanu wynosiła  $d_{\text{gr}} = 0,36$  mm. Tak duże ziarno otrzymano wyżarzając tytan przez 10 godz. przy temperaturze  $800^\circ\text{C}$ . Odkształcenia plastyczne, po których badano strukturę materiału odkształconego wynosiły 5%, 10%, 20%, 30%, 40%, 55%, 70%, 87%, 94% i 97%. Materiał odkształcano przez walcowanie przy temperaturze pokojowej. Po każdym przebiegu zmieniano kierunek walcowania. Grubość materiału po odkształceniach od 5% do 87% była stała i wynosiła 2,8 mm, natomiast po odkształceniu 94% wynosiła 1,5 mm a po odkształceniu 97% - 0,6 mm.

Badania prowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego, mikroskopu elektro-nowego techniką cienkich folii, dyfraktometru rentgenowskiego oraz twar-dościomierza.

Za pomocą mikroskopu świetlnego badano szlify metalograficzne wykonane w płaszczyźnie walcowania, w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku poprzecznego. Szlify podczas przygotowywania kilkakrotnie polerowano mechanicznie i wytrawiano. Bezpośrednio po papierach ściernych do polerowania szlifów używano zawiesiny  $\alpha - Al_2O_3$  w wodzie. Końcowe polerowanie prowadzono natomiast na tarczy polerskiej, którą posypywano  $\gamma - Al_2O_3$  i polewano roztworem o składzie  $1/2\%$   $HNO_3$ ,  $1/2\%$  HF i 99%  $H_2O$ . Wypolerowane szlify wytrawiano chemicznie w odczynniku o składzie 3%  $HNO_3$ ; 1% HF i 96%  $H_2O$ .

Badania za pomocą mikroskopu elektronowego prowadzono na foliach prostopadłych do kierunku poprzecznego, gdyż jak wykazano w pracy [9] tak zorientowane folie są najlepsze do badań struktury materiału odkształconego. Cienkie folie przygotowano techniką dwustronnego natrysku w odczynniku o składzie 59% n-butanolu, 35% metanolu i 6% kwasu nadchlorowego.

Pomiary tekstury prowadzono w połowie grubości materiału. Jednostronne ścienianie próbek do połowy grubości prowadzono metodą polerowania chemicznego, szlifowania na papierach ściernych i końcowego polerowania chemicznego. Badania wykonano metodą odbiciową Schulza, wykorzystując do tego celu promieniowanie  $Cu-K_{\alpha}$ . Sporządzono figury bieżunowe  $\{0002\}$  i  $\{1010\}$ .

Badania twardości wykonano na twar-dościomierzu Vickersa przy obciążeniu 30 kG.



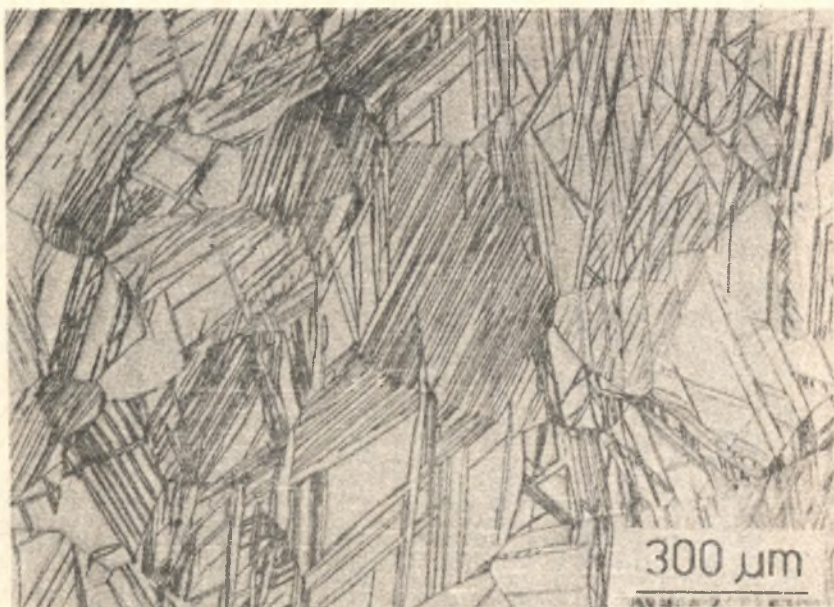
Zmiany struktury i tekstury tytanu podczas rekrytalizacji badano jedynie po odkształceniach 40% i 87%. Wyżarzanie rekrytalizujące prowadzono w kąpeli solnej, której temperaturę regulowano z dokładnością  $\pm 2^{\circ}\text{C}$ .

## WYNIKI BADAŃ

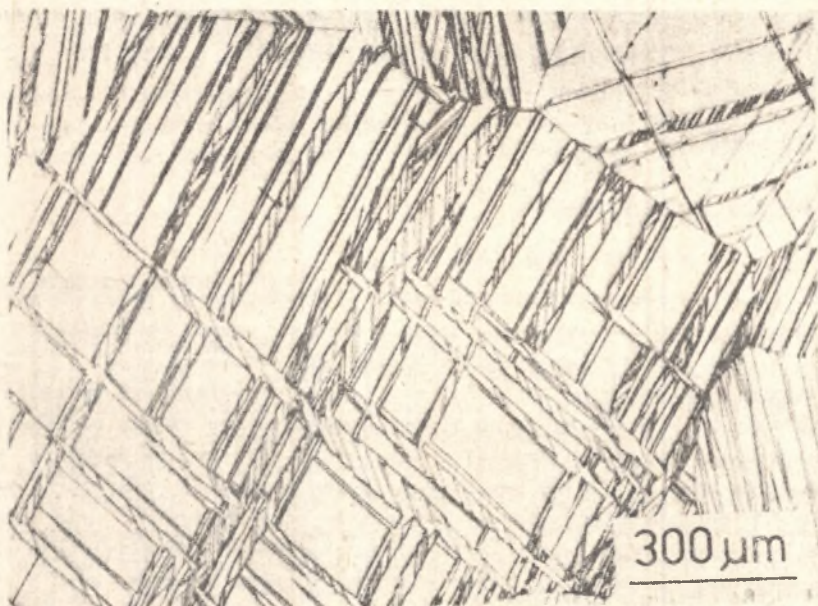
### Materiał odkształcony

#### M i k r o s k o p o p t y c z n y

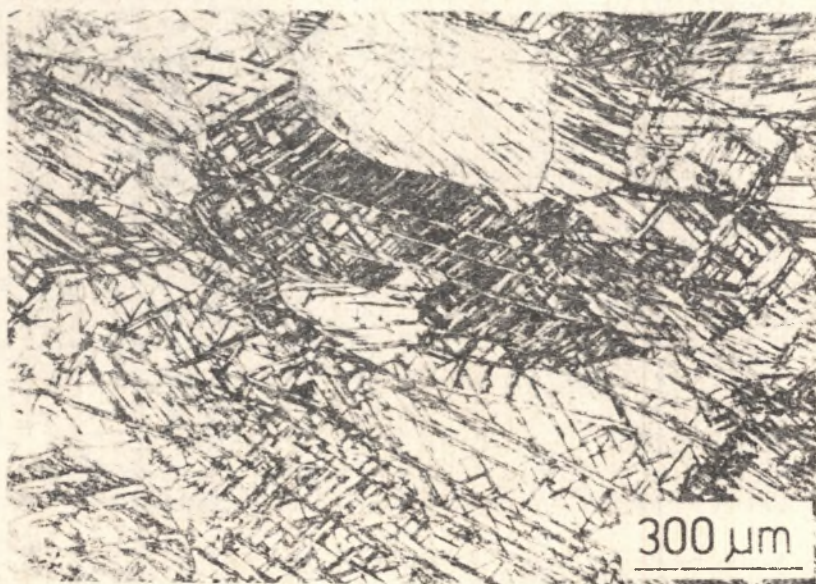
Na szlifach metalograficznych materiału wyżarzanego przez 10 godz. przy temperaturze  $800^{\circ}\text{C}$  obserwowano jedynie granice ziarn. Po odkształceniu 5% prócz granic ziarn obserwowano bliźniaki odkształcenia (rys. 1). Gęstość bliźniaków odkształcenia oraz ich morfologia zmieniały się wyraźnie od ziarna do ziarna. W poszczególnych ziarnach obserwowano zwykle bliźniaki utworzone w kilku systemach (rys. 1). Często obserwowano, że wewnątrz dużych bliźniaków były utworzone znacznie mniejsze bliźniaki (rys. 2). W materiale po 10% odkształceniu gęstość bliźniaków odkształcenia była znacznie większa aniżeli w materiale po 5% odkształceniu. Po odkształceniu 20% obserwowano dalszy wzrost gęstości bliźniaków odkształcenia (rys. 3). W przy-



Rys. 1. Struktura tytanu po odkształceniu 5%. Różna gęstość bliźniaków odkształcenia w poszczególnych ziarnach wskazuje, że bliźniakowanie jest zależne od orientacji ziarn względem kierunku walcowania. Szlif równoległy do płaszczyzny walcowania

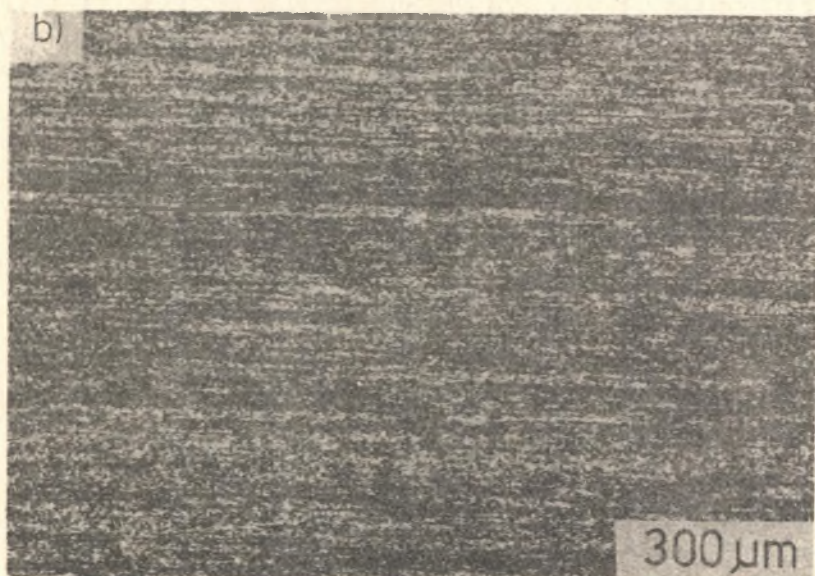


Rys. 2. Odkształcenie 5%. Znacznie mniejsze bliźniaki wewnątrz dużych bliźniaków. Szlif równoległy do płaszczyzny walcowania



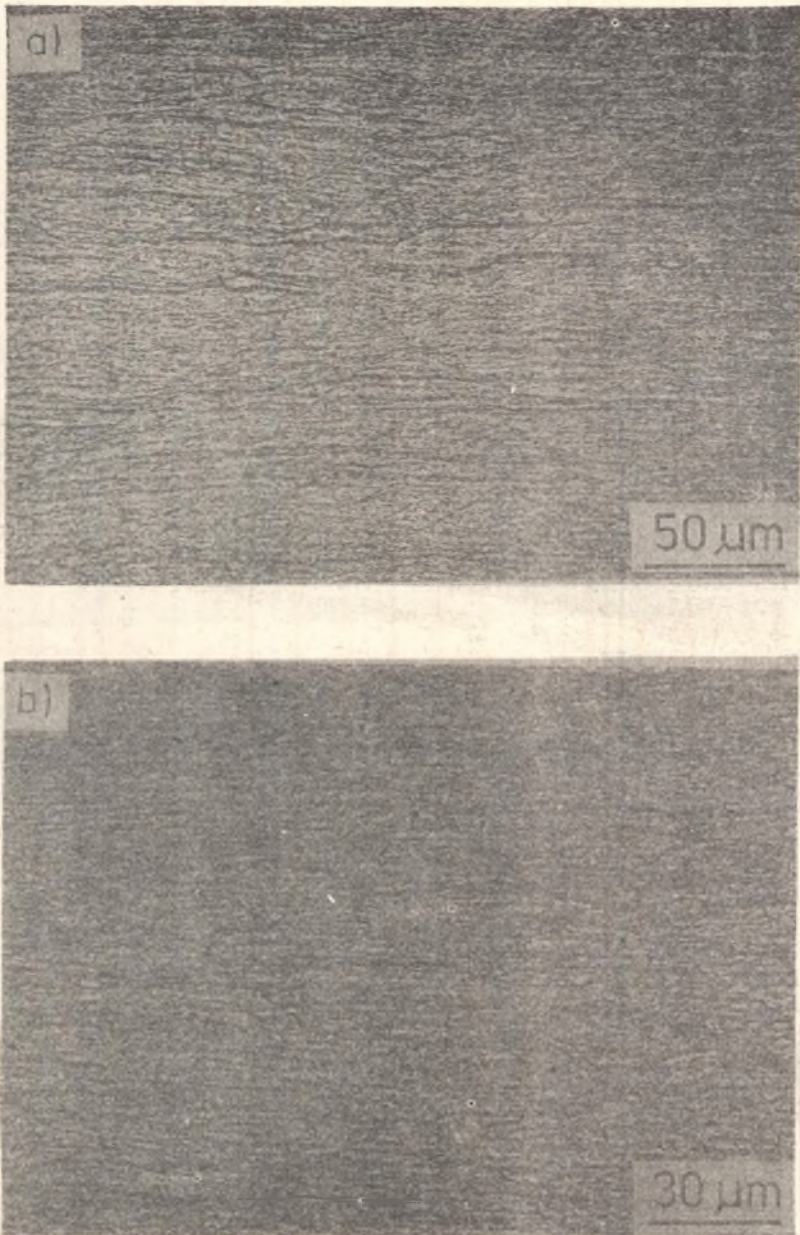
Rys. 3. Odkształcenie 20%. Wyraźna orientacja bliźniaków względem kierunku walcowania. Szlif prostopadły do kierunku poprzecznego





Rys. 4. Struktura tytanu po odkształceniu

a - 40% (szlif prostopadły do kierunku walcowania), b - 87% (szlif prostopadły do kierunku poprzecznego)



Rys. 5. Pasma ścinania. Odkształcenia

a - 94%, b - 97%. Szlify prostopadłe do kierunku poprzecznego. Kierunek walcowania równoległy do dłuższej krawędzi zdjęcia

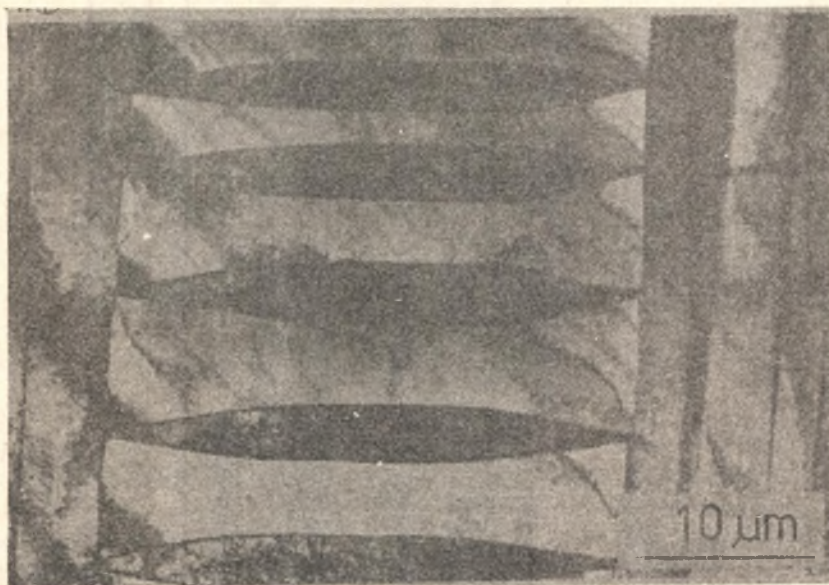


padku odkształceń 40% i większych nie można było już wyróżnić poszczególnych bliźniaków odkształcenia. Obserwowano natomiast, że ze wzrostem wielkości odkształcenia do 87% struktura staje się coraz bardziej jednorodna (rys. 4a,b). Ze wzrostem wielkości odkształcenia powyżej 87% struktura staje się coraz bardziej niejednorodna ze względu na tworzenie się pasm ścinania (rys. 5a i b).

Pasma ścinania tworzą z płaszczyzną walcowania kąty wynoszące od  $30^{\circ}$  -  $40^{\circ}$ . Po odkształceniu 97% dwa systemy pasm ścinania dzielą materiał na obszary o kształcie graniastosłupów i podstawie rombu, którego dłuższa oś jest równoległa do kierunku walcowania (rys. 5b). W miejscach przecięć się pasm ścinania lub pasm ścinania z innymi elementami struktury widoczne jest, że w pasmach ścinania mają miejsce znaczne odkształcenia postaciowe.

#### M i k r o s k o p e l e k t r o n o w y

Po odkształceniu 5% obserwowano jedynie duże i bardzo duże bliźniaki odkształcenia. Bliźniakowanie zachodziło zwykle w kilku systemach, co niekiedy prowadziło do przecinania się bliźniaków.



Rys. 6. Odkształcenie 5%. Wewnątrz dużych bliźniaków znacznie mniejsze bliźniaki o kształcie soczewek



Rys. 7. Odkształcenie 10%. Nierównomierny rozkład dyslokacji w bliźniakach. W obszarach o małej gęstości dyslokacji widoczne błędy ułożenia



Obserwowane bliźniaki różniły się znacznie swym kształtem i wielkością. Często jednak obserwowane bliźniaki miały kształt soczewek. Niekiedy obserwowano we wnętrzu dużych bliźniaków znacznie mniejsze bliźniaki (rys. 6). Dyslokacje tworzyły bardzo niewyraźną strukturę komórkową. Niekiedy obserwowano znaczne niejednorodności w przestrzennym rozmieszczeniu dyslokacji w objętości materiału. Niejednorodności występowały szczególnie wyraźnie w niektórych bliźniakach. Ich przejawem było to, że występowały obszary o względnie dużej gęstości dyslokacji i obszary o małej gęstości dyslokacji. Granice między tymi obszarami były bardzo ostre i stanowiły je pasma przegięcia (rys. 7). W obszarach o małej gęstości dyslokacji obserwowano niekiedy rozciągnięte błędy ułożenia (rys. 8).



Rys. 8. Odształocenie 5%. W obszarze o małej gęstości dyslokacji widoczne błędy ułożenia

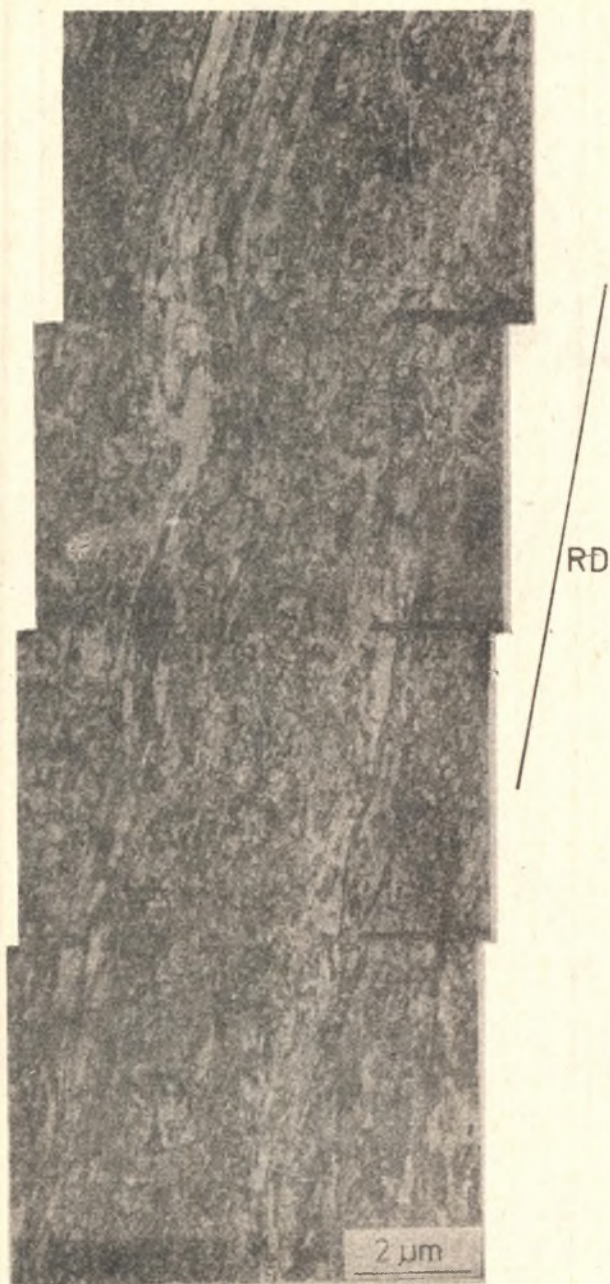
W materiale po 10% odkształoceniu gęstość bliźniaków odkształocenia była znacznie większa aniżeli po 5% odkształoceniu. Wzrost odkształocenia do 10% spowodował głównie zwiększenie się liczby mniejszych bliźniaków. Po odkształoceniu 20% również obserwowano, że wzrasta głównie gęstość mniejszych bliźniaków. Ze wzrostem odkształocenia do 20% rośnie gęstość dyslokacji i ich przestrzenne rozmieszczenie staje się coraz bardziej równomierne.

W materiale po 40% i 55% odkształoceniu obserwowano, że powstałe przy mniejszych odkształoceniach bliźniaki ulegają zniszczeniu. Ich granice z wzrostem wielkości odkształocenia stają się coraz bardziej powykrywane i coraz mniej wyraźne (rys. 9).

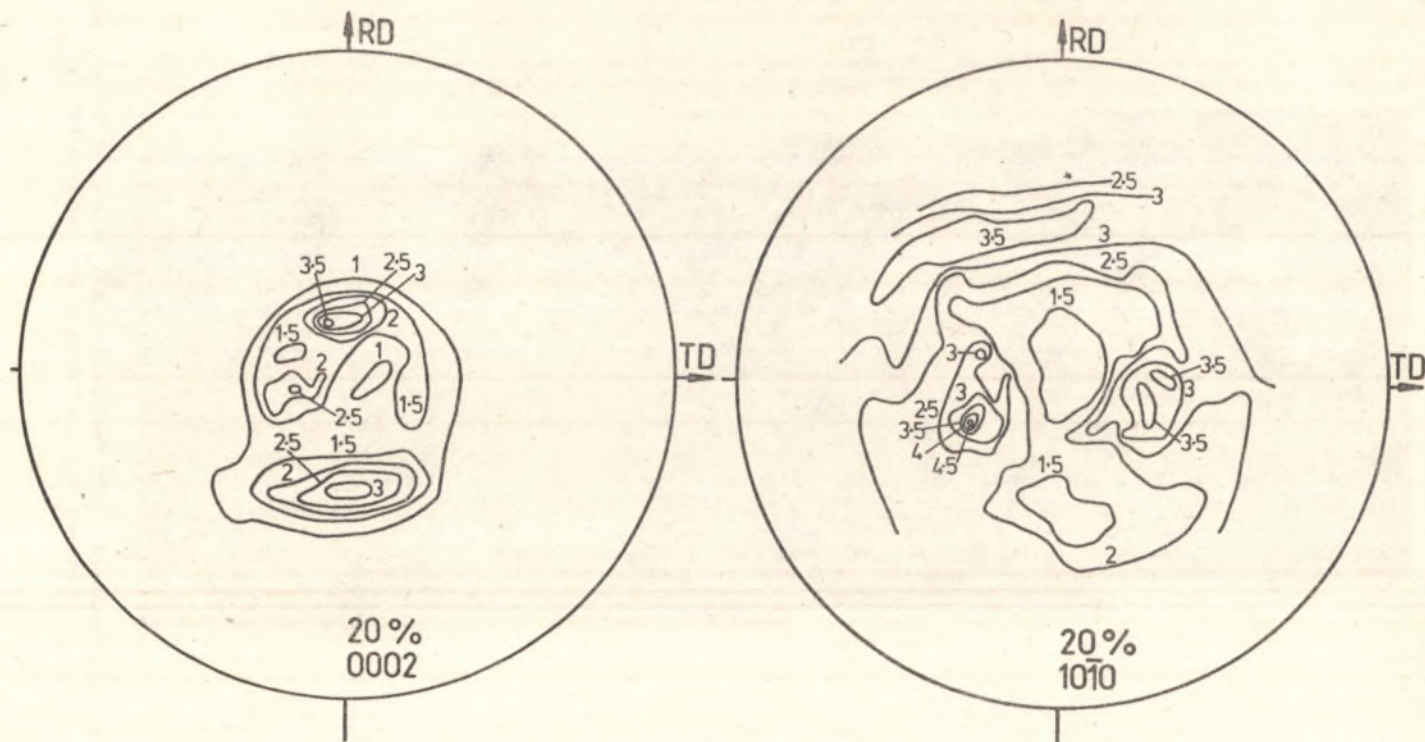


Rys. 9. Odkształcenie 55%. Mocno zniekształcone granice bliźniaków odkształcenia



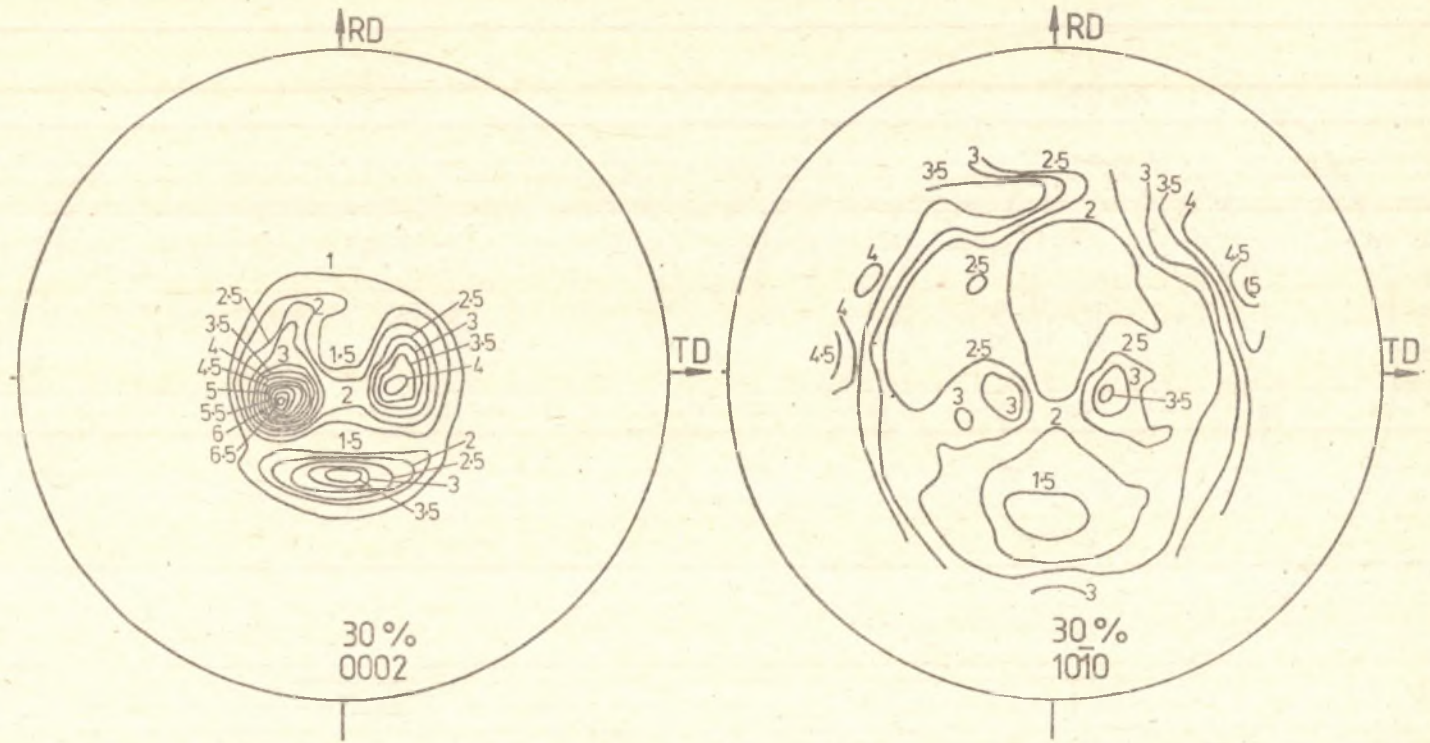


Rys. 10. Odkształcenie 87%. Kompletnie zniszczona struktura dyslokacyjna tworząca się przy małych odkształceniach

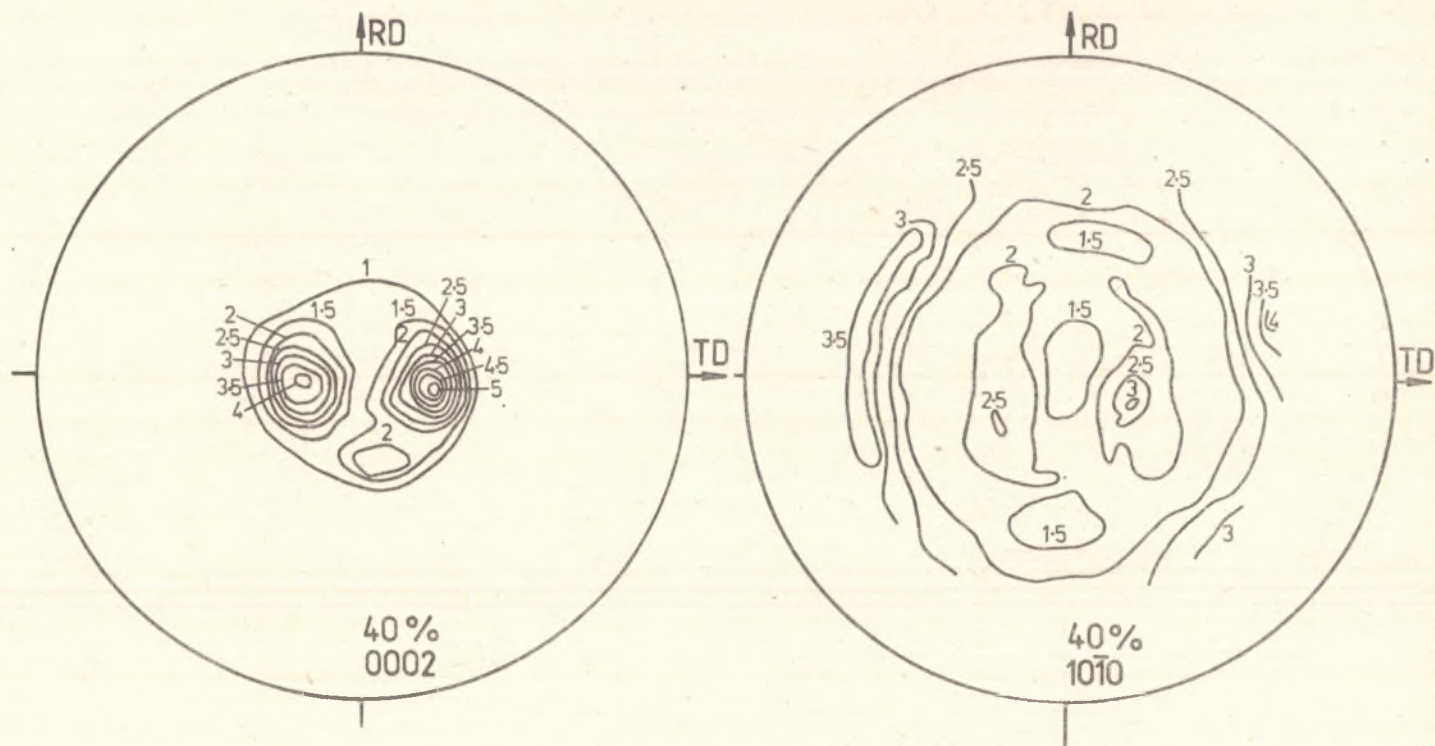


Rys. 11a. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$



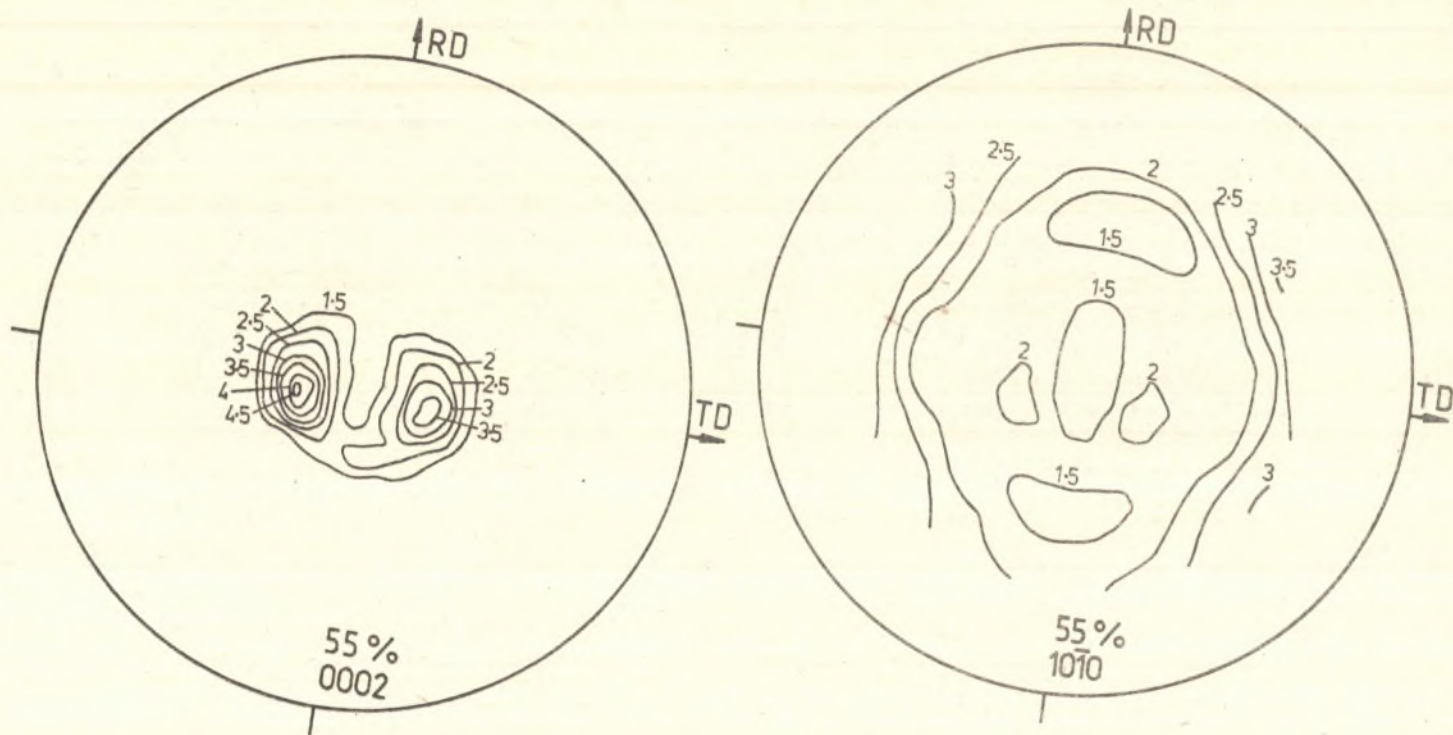


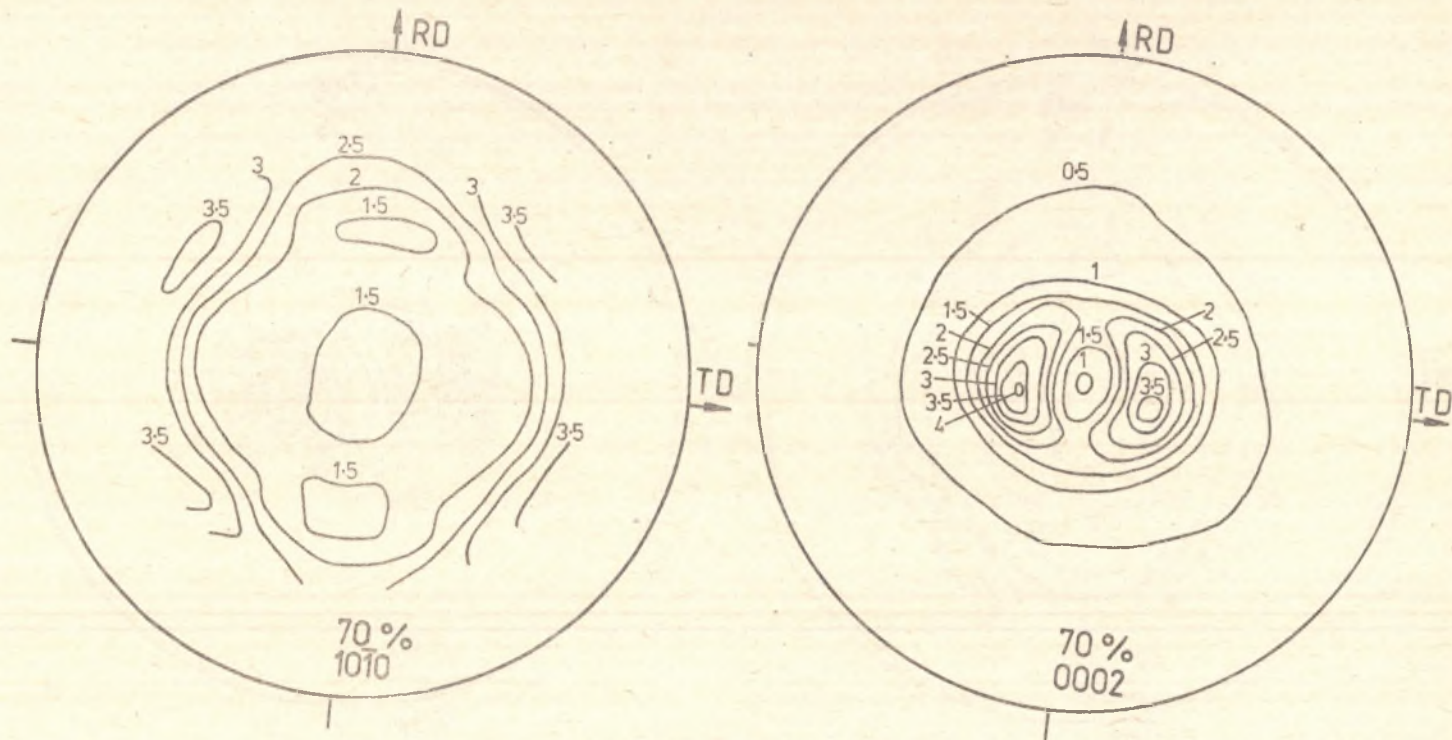
Rys. 11b. Figury biegunowe {0002} i {10\bar{1}0}



Rys. 110. Figury blegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$

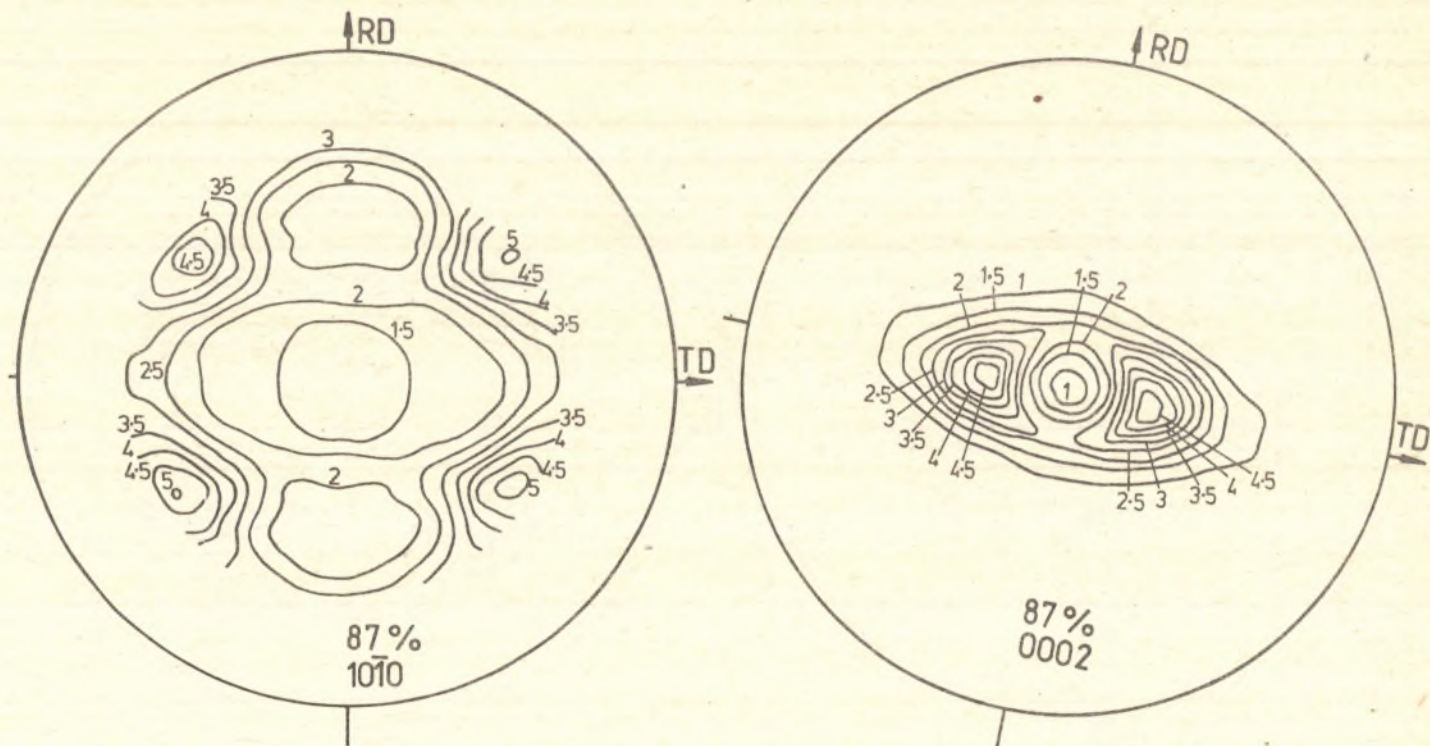


Rys. 11d. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$

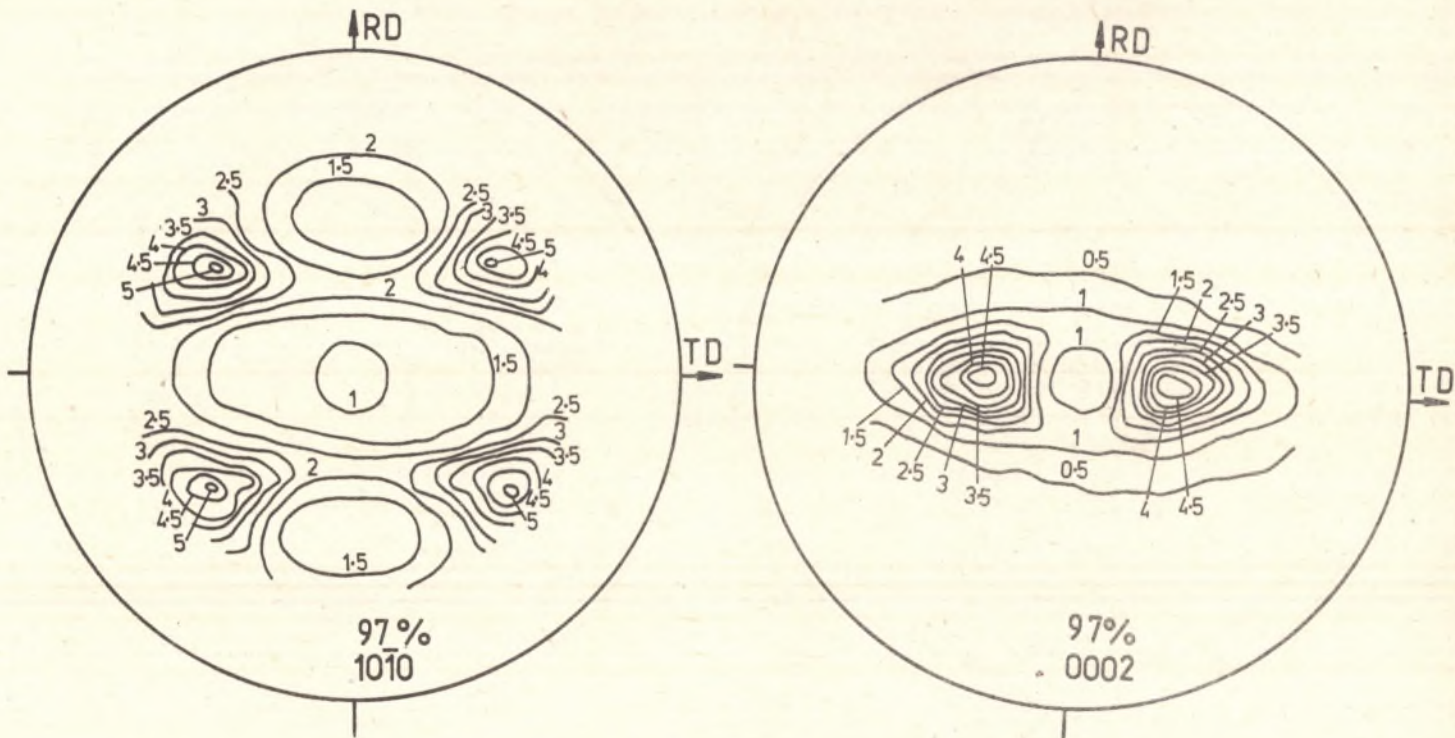


Rys. 11e. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$





Rys. 11f. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$



Rys. 11g. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$

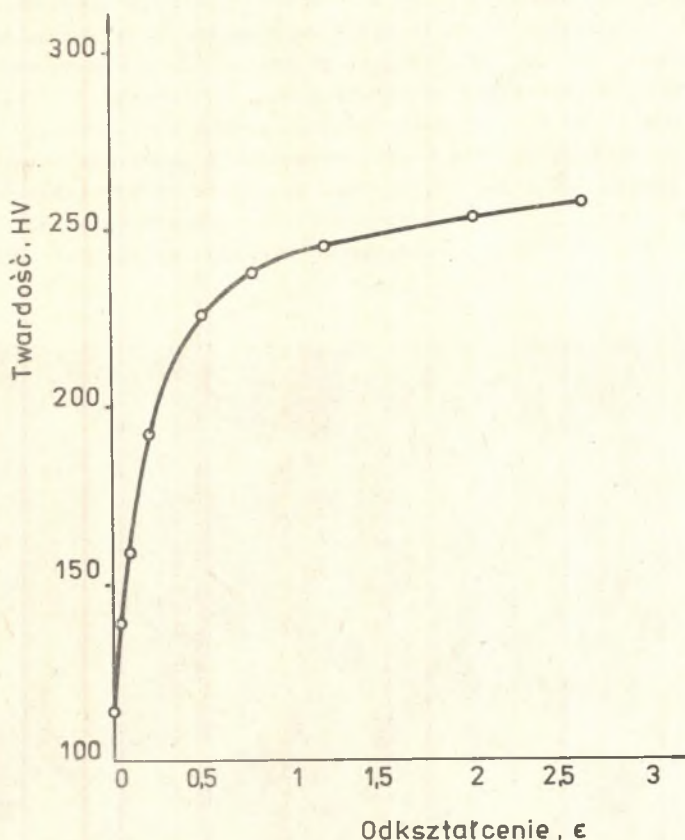


Przy odkształceniach większych od 40% bliźniaki się już nie tworzą. Przestrzenne rozmieszczenie dyslokacji po 40% i 55% odkształceniu jest względnie równomierne w objętości materiału. Po odkształceniu 70% nie obserwowano już bliźniaków odkształcenia; bliźniaki powstałe przy odkształceniach mniejszych od 40% zostały całkowicie zniszczone. Struktura materiału jest względnie jednorodna.

Wzrost odkształcenia do 87% powoduje dalsze ujednorodnienie struktury (rys. 10). Cechą charakterystyczną struktury po tym odkształceniu jest występowanie bardzo dużych krzywizn sieci.

Tekstura - figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{1010\}$  dla materiału po odkształceniu 20%, 30%, 40%, 55%, 70%, 87% i 97% przedstawiono na rys. 11.

Twardość - wyniki pomiaru twardości przedstawiono na rys. 12.

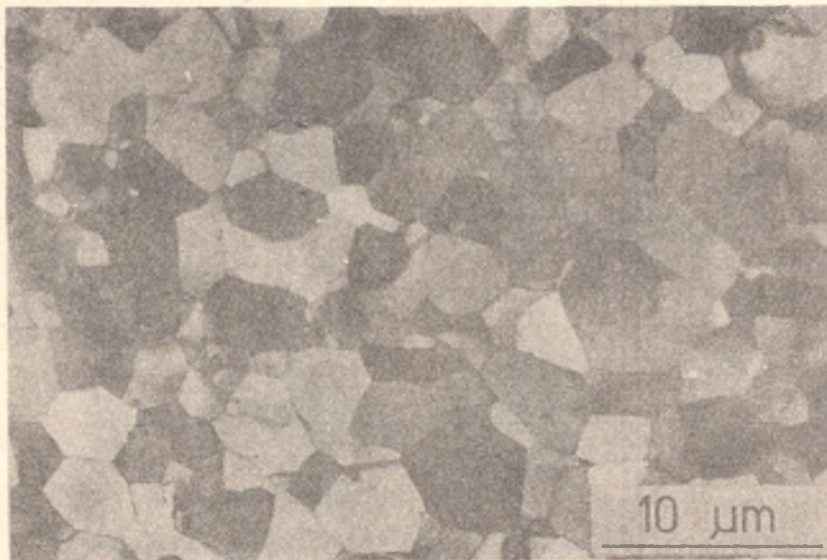


Rys. 12. Zależność twardości od wielkości odkształcenia

### Materiał wyżarzony

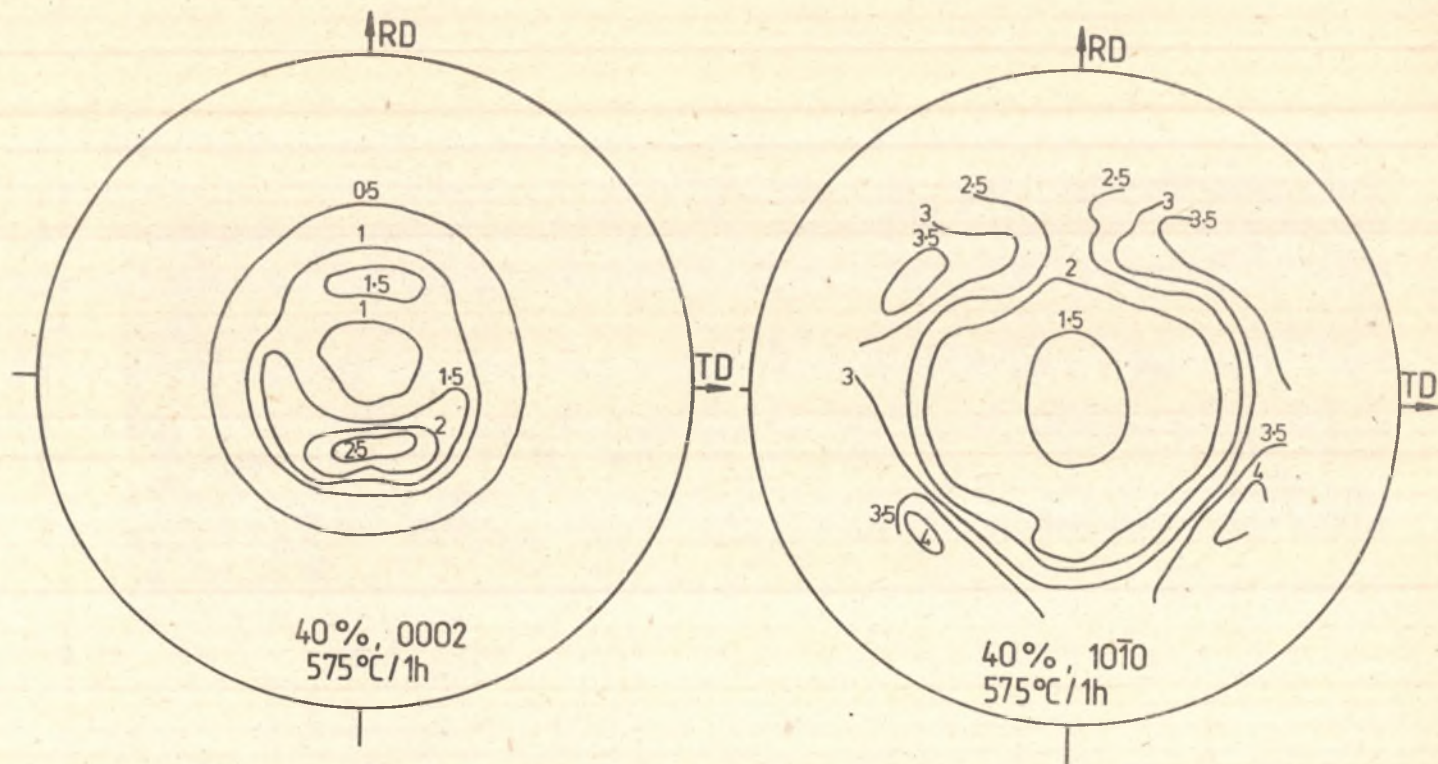
Rekryształizacja materiału po 40% odkształceniu zachodzi na drodze tworzenia się zarodków rekryształizacji i ich wzrostu. Zarodki rekryształizacji powstają w pobliżu starych granic ziarn i granic bliźniacowych, tj. w tych miejscach, w których występują duże lokalne krzywizny sieci. Gęstość tworzących się zarodków rekryształizacji nie jest zbyt duża, zatem po rekryształizacji otrzymuje się względnie duże ziarno. Tekstura materiału zrekrystalizowanego różni się istotnie od tekstury materiału odkształconego (porównaj rys. 13 z rys. 11c).

W materiale po 87% odkształceniu rekryształizacja zachodzi również na drodze tworzenia się zarodków rekryształizacji i ich wzrostu. Gęstość tworzących się zarodków rekryształizacji jest jednak bardzo duża (rys. 14), a ich rozmieszczenie w objętości materiału jest względnie równomierne. Jedyne sporadycznie obserwowano, że nowe ziarna tworzyły niewielkie ilościowo szeregi, równoległe do płaszczyzny walcowania. Nowe ziarna były na ogół równoosiowe. Zarodki rekryształizacji tworzą się w wyniku wzrostu podziarn. Otrzymana po rekryształizacji struktura jest równoosiowa i bardzo drobnoziarnista (rys. 15); średnia średnica ziarna wynosi około 3  $\mu$ m. Różnice pomiędzy teksturą materiału odkształconego i zrekrystalizowanego sprządzają się jedynie do tego, że tekstura materiału zrekrystalizowanego jest wyraźniejsza (porównaj rys. 16 z rys. 11f). Wyżarzanie materiału zrekrystalizowanego przy wyższych temperaturach prowadzi do rozrostu ziarn i do zmian w teksturze (rys. 17).



Rys. 15. Odkształcenie 87%. Wyżarzanie przez 1 godz. przy temperaturze 500°C. Bardzo drobne ziarno otrzymane podczas rekryształizacji



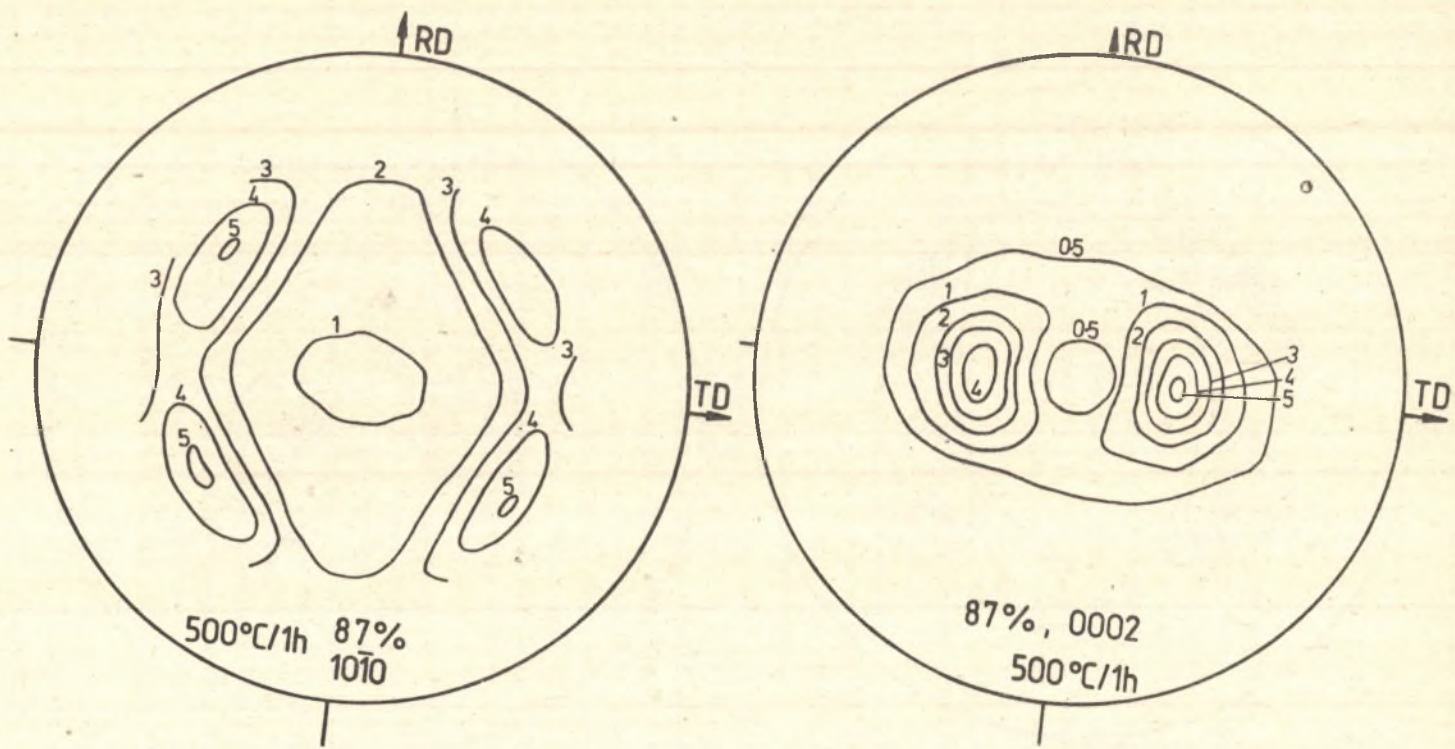


Rys. 13. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$ . Odkształcenie 40%. Wyzarzenie przy temperaturze 575°C przy 1 godz. Materiał zrekrytalizowany

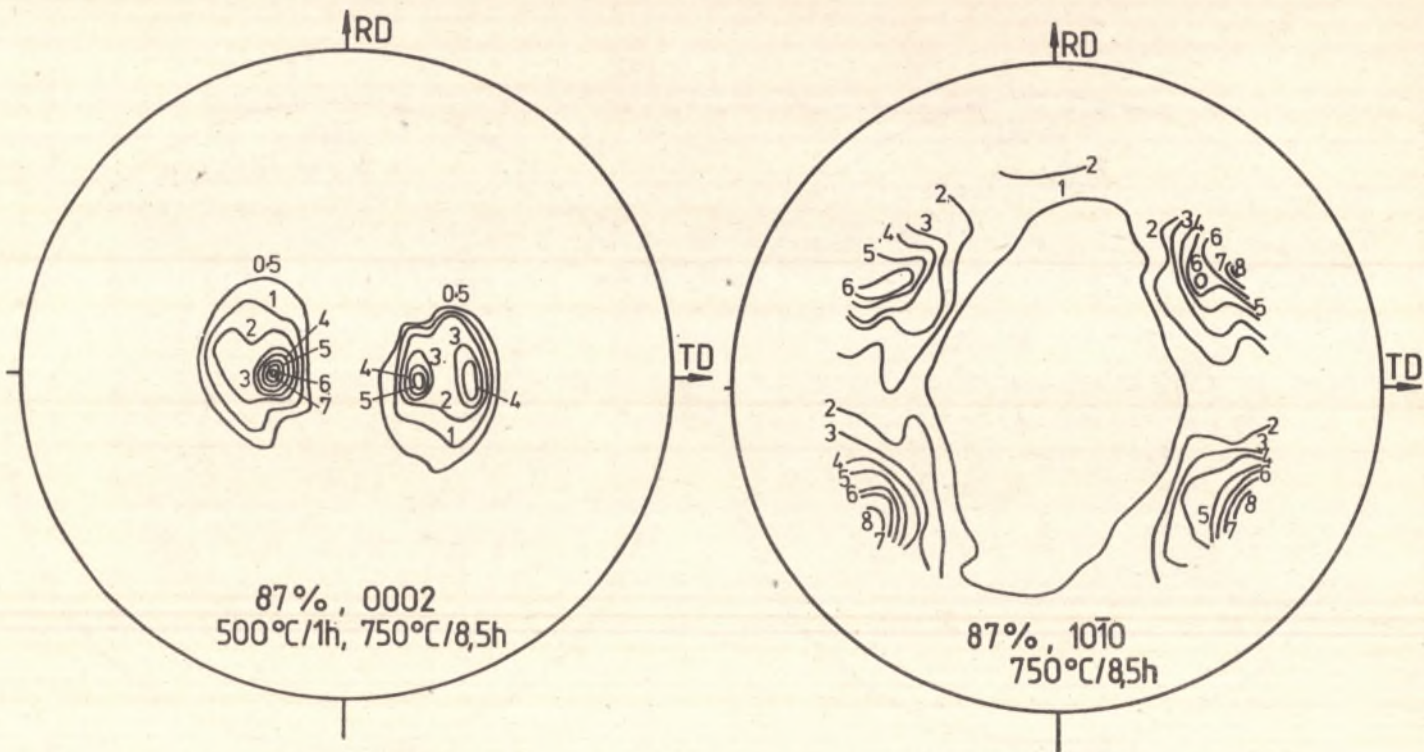


Rys. 14. Odkształcenie 87%. Wyżarzanie przez 1 godz. przy temperaturze 400°C. Duża gęstość nowych ziarn





Rys. 16. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{1010\}$ . Odkształcenie 87%. Wyżarzanie przez 1 godz. przy temperaturze 550°C. Materiał zrekrytalizowany



Rys. 17. Figury biegunowe  $\{0002\}$  i  $\{10\bar{1}0\}$ . Odkształcenie 87%. Zmiany tekstury związane z rozrostem ziarn



## OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Materiał odkształcony

## S t r u k t u r a

Struktura powstająca przy niewielkich odkształceniach (5%) sugeruje, że materiał odkształca się początkowo głównie przez bliźniakowanie w wielu systemach bliźniakowania. Ze wzrostem wielkości odkształcenia udział odkształcenia przez bliźniakowanie w ogólnym odkształceniu maleje. Przy zgniotach ( $40\% < \epsilon < 90\%$ ) materiał odkształca się tylko przez poślizg jednorodnie. Wzrost odkształcenia powyżej 90% prowadzi do tego, że materiał ponownie zaczyna się odkształcać niejednorodnie, głównie w pasmach ścinania.

Podczas odkształcania tytanu przy temperaturze pokojowej zmiany struktury są odmienne od tych, jakie stwierdzono w przypadku metali o sieci A1 z małą energią błędu ułożenia  $[2,4 - 7,9 \text{ i } 10]$ . Metale o sieci A1 z małą energią błędu ułożenia odkształcają się przy małych zgniotach jedynie przez poślizg, przy większych zgniotach (od ok. 25%) przez poślizg i przez bliźniakowanie. Następnie przy odkształceniach większych od ok. 50% materiał zaczyna odkształcać się niejednorodnie, głównie w tworzących się pasmach ścinania. Różnice w zachowaniu się tytanu i metali lub stopów o sieci A1 z małą energią błędu ułożenia można wytłumaczyć następująco:

Przy niewielkich zgniotach odkształcanie przez bliźniakowanie zachodzi w tytanie - łatwo, gdyż odkształcenie przez poślizg dyslokacji o wektorze Burgersa  $b = \frac{1}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle$  nie prowadzi do odkształcenia ziarn wzdłuż osi  $c$ , zatem odkształcenie przez bliźniakowanie lub odkształcenie przez poślizg dyslokacji typu  $\langle \bar{0} + \bar{a} \rangle$  lub  $\bar{0}$  jest konieczne dla zachowania ciągłości na granicach ziarn podczas odkształcenia. Krytyczne naprężenia styczne dla bliźniakowania są dużo niższe aniżeli dla poślizgu dyslokacji  $\langle c + a \rangle$  [13], zatem odkształcenie prowadzi do tworzenia się bliźniaków.

Przy większych odkształceniach warunki te ulegają jednak zmianie, gdyż obfite bliźniakowanie w wielu systemach, zachodzące przy małych odkształceniach, prowadzi do oddziaływania pomiędzy bliźniakami i do znacznego rozdrobnienia struktury. Jednocześnie ze wzrostem wielkości odkształcenia zachodzi wzrost gęstości dyslokacji. Oba wymienione czynniki zmniejszają zdolność materiału do odkształcania się przez bliźniakowanie.

W metalach i stopach o sieci A1 z małą energią błędu ułożenia odkształcenie przez bliźniakowanie przy małych zgniotach nie zachodzi, gdyż krytyczne naprężenia styczne są dla bliźniakowania większe aniżeli dla poślizgu. Przy większych zgniotach ( $> 20\%$ ) przemieszczanie bliźniakujących dyslokacji cząstkowej ( $\frac{1}{2} \langle 112 \rangle$ ) przez "las" dyslokacji osnowy jest jednak łatwiejsze aniżeli przemieszczanie się dyslokacji całkowitej  $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$  i dlatego podczas odkształcenia tworzą się bliźniaki.

Z badań wykonanych na materiałach o sieci A1 i małej energii błędu ułożenia wynika, że przyczyną tworzenia się pasm ścinania są bliźniaki odkształcenia [9 i 10]. Mianowicie, tworząca się w tych materiałach struk-

tura o wydłużonych i zorientowanych drobnych płytkach bliźniaków jest anizotropowa i odporna na dalsze jednorodne odkształcenie. W takiej strukturze poślizg krystalograficzny może zachodzić łatwo jedynie w płaszczyznach równoległych do płaszczyzny zbliźniczenia, jednak z tego względu, że płaszczyzny te tworzą niewielkie kąty z płaszczyzną walcowania, panujące w nich naprężenia styżne są niewielkie. Przy odpowiednio dużych naprężeniach przyłożonych z zewnątrz, powstają zatem niestabilności w postaci pasm ścinania.

Wydaje się, że tworzenie się pasm ścinania w tytanie jest również wywołane anizotropią powstałą podczas odkształcenia. Przyczyną anizotropii tytanu po dużych odkształceniach są podziarna mocno wydłużone w kierunku walcowania. W takiej strukturze dyslokacje mogą przemieszczać się względnie łatwo w płaszczyznach równoległych do płaszczyzny walcowania, natomiast ich przemieszczanie w płaszczyznach silnie odchylonych od płaszczyzny walcowania jest utrudnione przez to, że odległości między podgranicami są niewielkie.

Ze względu na niewielką liczbę łatwych systemów poślizgu w tytanie również tekstura może wywierać istotny wpływ na tworzenie się pasm ścinania. Pasma ścinania tworzą z płaszczyzną walcowania kąt około  $35^\circ$  a nie kąt  $45^\circ$ , przy którym występują maksymalne naprężenia styżne. Takie położenie pasm ścinania można jakościowo wytłumaczyć w ten sposób, że ze względu na anizotropię materiału tworzenie się pasm ścinania zachodzi w tym kierunku, dla którego kombinacja naprężeń styżnych i oporu materiału na odkształcenie jest najkorzystniejsza.

#### T e k s t u r a

Uzyskane dane doświadczalne tworzenia się tekstury podczas walcowania tytanu -  $\alpha$  przy temperaturze pokojowej dla odkształceń większych od 40% są w dobrej zgodności z danymi w literaturze [14 i 15]. Po odkształceniu 40% tekstura jest już bardzo wyraźna. Kąt pomiędzy maksimum gęstości biegunów płaszczyzny podstawy i środkiem figury biegunowej wynosi ok.  $23^\circ$  dla odkształcenia 40% i rośnie w sposób ciągły do  $34^\circ$  ze wzrostem wielkości odkształcenia do 97%.

Obserwowane tekstury po odkształceniach 20% i 30% są inne aniżeli po odkształceniach większych od 40%.

Porównując uzyskane wyniki badań tworzenia się struktury i tekstury podczas odkształcenia wydaje się raczej oczywiste, że w przeciwieństwie do prawie wszystkich matematycznych modeli tworzenia się tekstury końcowej w tytanie rola bliźniaków odkształcenia w teksturze końcowej jest nieistotna.

Z badań wynika, że odkształcenie przez poślizg jest odpowiedzialne za utworzenie stabilnej orientacji końcowej. Ponieważ tekstura po 40% odkształceniu jest już wyraźna, to należy przypuszczać, że bliźniakowanie ma wpływ na szybkość tworzenia się tekstury.



## T w a r d o ś ć

Z krzywej zależności twardości od wielkości odkształcenia wynika, że przy małych odkształceniach (do 40%) umocnienie jest duże i jest liniową funkcją wielkości odkształcenia. Natomiast przy odkształceniach powyżej 40% umocnienie jest małe. Duża szybkość umocnienia przez odkształcenie przy małych zgniotach jest spowodowana intensywnym bliźniakowaniem, w wielu systemach prowadzącym do szybkiego rozdrobnienia struktury. Mała szybkość umocnienia przy dużych odkształceniach wydaje się być spowodowana zdrowieniem dynamicznym materiału podczas odkształcenia i tym, że nie tworzą się bliźniaki.

## R o k r y s t a l i z a o j a

Rekrystalizacja tytanu po odkształceniu 40% i 87% (tylko po tych odkształceniach badano przebieg rekrystalizacji) zachodzi drogą tworzenia się zarodków rekrystalizacji i ich wzrostu.

Gęstość tworzących się zarodków rekrystalizacji oraz ich rozmieszczenie w objętości materiału zależą od struktury materiału odkształconego, gdyż zarodki mogą się tworzyć jedynie w tych miejscach, w których po odkształceniu występują duże krzywizny sieci. W przypadku odkształcenia 40% miejsce o dużych lokalnych krzywiznach sieci nie jest zbyt dużo, zatem po rekrystalizacji otrzymuje się względnie duże ziarno. Tekstura materiału zrekrystalizowanego po odkształceniu 40% jest inna aniżeli tekstura materiału odkształconego. Obszary o dużych lokalnych krzywiznach sieci posiadają orientację, która jest bardzo słabą składową tekstury odkształcenia (nie uwidacznia się ona na figurze biegunowej).

Po odkształceniu 87% rozkład energii zmagazynowanej w objętości materiału jest względnie równomierny, gdyż struktura materiału po tym odkształceniu jest jednorodna. Cechą charakterystyczną struktury jest występowanie dużych zmian orientacji na niewielkich odległościach. Podczas wyżarzania takiej struktury każde z podziarn ma prawie że jednakowe szanse stać się zarodkiem rekrystalizacji. Zarodkowanie jest zatem bardzo częstym zjawiskiem a rozmieszczenie zarodków w objętości materiału jest równomierne. Duża gęstość zarodków rekrystalizacji oraz ich równomierne rozmieszczenie w objętości materiału powodują, że po rekrystalizacji otrzymuje się bardzo drobne ziarno.

Wydaje się, że prowadzący do tworzenia się zarodków rekrystalizacji wzrost podziarn podczas wyżarzania materiału po odkształceniu 87% zachodzi drogą migracji granic podziarn [16-18] a nie drogą koalescencji podziarn [19-22]. Za takim mechanizmem wzrostu podziarn przemawiają następujące obserwacje:

1. Dezorientacje pomiędzy poszczególnymi podziarnami są duże, zatem migracja granicy jedynie na niewielkie odległości prowadzi do utworzenia granicy dużego kąta.

2. We wnętrzach większych podziarn lub zarodków rekryystalizacji nie obserwowano podgranic o niewielkich dezorientacjach wskazujących na to, że te podgranicie zanikają.

Rekryystalizacja pierwotna może zachodzić w sposób nieciągły lub w sposób ciągły [23-25]. Jeżeli rekryystalizacja zachodzi w sposób nieciągły, tj. drogą tworzenia się zarodków rekryystalizacji i ich wzrostu, to tekstura materiału zrekrystalizowanego jest zwykle inna aniżeli tekstura materiału odkształconego. Gdy rekryystalizacja zachodzi w sposób ciągły (in situ), to zmiany w teksturze są takie, że podczas rekryystalizacji następuje jedynie wzmocnienie tekstury, natomiast typ tekstury nie ulega zmianie [23 i 25].

W przypadku odkształcenia 87% typ tekstury nie ulega zmianie podczas rekryystalizacji, następuje jedynie wzmocnienie tekstury. Takie zmiany w teksturze sugerują, że mamy do czynienia z rekryystalizacją ciągłą. Z badań struktury wynika jednak jasno, że tego typu rekryystalizacja jest typową rekryystalizacją zachodzącą drogą zarodkowania i wzrostu zarodków. Mimo że mamy do czynienia z rekryystalizacją zachodzącą drogą zarodkowania i wzrostu zarodków, to typ tekstury nie ulega zmianie dlatego, że:

1. Rozmieszczenie zarodków rekryystalizacji w objętości materiału jest statystycznie równomierne.
2. Ze względu na dużą gęstość zarodków rekryystalizacji i ich statystycznie równomierne rozmieszczenie w objętości materiału migracja frontów rekryystalizacji zachodzi jedynie na niewielkie odległości.
3. Ze względu na jednorodny przebieg rekryystalizacji w całej objętości materiału, w obzarach już zrekrystalizowanych nie występuje znaczny rozrost ziarn, który ze względu na szybką migrację granic o szczególnych orientacjach mógłby prowadzić do zmiany tekstury.

Wymienione wyżej czynniki powodują, że każda składowa tekstury materiału odkształconego jest prezentowana w teksturze materiału zrekrystalizowanego. Następują tylko nieznaczne zmiany intensywności w stosunku do intensywności w materiale odkształconym.

Badania te wykazują jasno, że orientacja zarodków rekryystalizacji jest taka sama jak orientacja miejsc, w których zarodki się tworzą. Z tych badań wynika również, że same badania tekstury są niewystarczające do śledzenia przebiegu procesu rekryystalizacji. Niekiedy mogą one prowadzić do mylnych wniosków, gdyż nie zawsze, jeżeli rekryystalizacja zachodzi drogą zarodkowania i wzrostu zarodków, następuje zmiana typu tekstury.

Przedstawione badania nad zmianami struktury i tekstury tytanu po odkształceniu 87% podczas rekryystalizacji i rozrostu ziarn są w zasadzie zgodne z badaniami wykonanymi przez Hu i Cline [26]. Różnice sprowadzają się jedynie do tego, w jaki sposób tworzą się zarodki rekryystalizacji. Hu i Cline twierdzą, że zarodki rekryystalizacji powstają drogą koalescencji podziarn, natomiast z badań przedstawionych w tej pracy wynika, że za-



rodowanie zachodzi w wyniku migracji granic podziarn. Wydaje się jednak, że te różnice są spowodowane samą techniką badawczą a nie występującymi różnicami w samym mechanizmie.

Hu i Cline prowadzili badania na cienkich foliach równoległych do płaszczyzny walcowania, natomiast w tej pracy badania prowadzono na cienkich foliach prostopadłych do kierunku poprzecznego.

#### WNIOSKI

1. Przy małych zgniotach ( $\epsilon < 40\%$ ) tytan -  $\alpha$  odkształca się przez poślizg i przez bliźniakowanie. Ułamek objętości zajętej przez bliźniaki jest zależny od orientacji ziarn i rośnie z wielkością odkształcenia. Wielkość tworzących się bliźniaków odkształcenia maleje ze wzrostem wielkości odkształcenia. Przy zgniotach większych od 40% odkształcenie zachodzi jedynie przez poślizg.

2. Po małych zgniotach struktura materiału odkształconego jest niejednorodna. Ze wzrostem wielkości odkształcenia staje się ona coraz bardziej jednorodna aż do odkształceń 90%. Przy odkształceniach większych od 90% struktura znów staje się niejednorodna. Niejednorodność struktury po małych odkształceniach jest spowodowana tworzeniem się bliźniaków i pasm przegięcia, podczas gdy niejednorodność po dużych odkształceniach jest spowodowana tworzeniem się pasm ścinania.

3. Tekstura przy odkształceniach większych od 40% tworzy się w sposób ciągły. Jest ona następująca: kierunek  $[10\bar{1}0] \parallel KW$  a płaszczyzna podstawy jest odohylona od płaszczyzny walcowania w kierunku do kierunku poprzecznego o kąt  $23 - 34^\circ$  (wielkość kąta odohylenia rośnie z wielkością odkształcenia).

4. Oddziaływanie pomiędzy bliźniakami i oddziaływanie dyslokacji z bliźniakami prowadzi do bardzo szybkiego umocnienia materiału przy małych zgniotach. Przy dużych zgniotach intensywne zdrowienie dynamiczne i zniszczenie bliźniaków zmniejsza szybkość umocnienia przez odkształcenie.

5. Przebieg rekrytalizacji tytanu, wielkość ziarna po rekrytalizacji oraz tekstura zależą istotnie od struktury po odkształceniu.

6. Rozmieszczenie zarodków rekrytalizacji w objętości materiału jest statystycznie równomierne, jeżeli struktura materiału odkształconego jest jednorodna.

7. Podczas rekrytalizacji zachodzą istotne zmiany tekstury, jeżeli struktura materiału odkształconego jest niejednorodna. Nie zmienia się natomiast typ tekstury podczas rekrytalizacji zachodzącej drogą tworzenia się zarodków rekrytalizacji i ich wzrostu, jeżeli struktura materiału odkształconego jest jednorodna.

8. Badania tekstury okazują się niewystarczające do ślezczenia procesu rekrytalizacji.

Badania zostały wykonane wspólnie z dr S. Nourbakhsh podczas pobytu na sześciomiesięcznym stypendium UNLDO w The University of Leeds - Anglia. Autor serdecznie dziękuje Prof. J. Nuttingowi za troskliwą opiekę podczas trwania stażu, Dr S. Nourbakhsh za cenne dyskusje i wspólne prowadzenie badań oraz Prof. S. Gorczyca za cenne uwagi podczas pisania niniejszej pracy.

#### LITERATURA

- [1] Langford G., Cohen M.: *Trans. Quart. ASM* 62 (1969) 623.
- [2] Cairns J.H., Clough J., Dewey M.A.P. i Nutting J.: *J. Inst. Met.* 99 (1971) 93.
- [3] Mathur P.S., Backofen W.A.: *Met. Trans.* 4 (1973) 643.
- [4] Yoshioka S., Mera M., Morii K.: *J. Jpn. Inst. Met.* 39 (1975) 394.
- [5] Morii K., Mera M., Nakayama Y.: *Trans. Jpn. Inst. Met.* 18 (1977) 7.
- [6] Fargette B., Whitwham D.: *Mém. Sci. Rev. Metall.* 73 (1976) 197.
- [7] Grewen J., Noda T., Sauer D.: *Z. Metallkde* 68 (1977) 260.
- [8] Gil Sevillano J., P. von Houtte i Aernoudt E.: *Scr. Metall.* 11 (1977) 581.
- [9] Blicharski M., Gorczyca S.: *Met. Sci.* 12 (1978) 303.
- [10] Duggan B.J., Hatherly M., Hutchinson W.B., Wakefield P.T.: *Met. Sci.* 12 (1978) 343.
- [11] Burgers W.G., Tiedema T.J.: *Acta Met.* 1 (1953) 234.
- [12] Beek P.A.: *Acta Met.* 1 (1953) 230.
- [13] Partridge P.G.: *Met. Reviews* 12 (1967) 169.
- [14] Keeler J.H., Geisler A.H.: *Trans. AIME* 206 (1956) 80.
- [15] Conrad F.H., Doner M., B. de Meester: *Titanium Science and Technology*. Red. R.J. Jaffee i H.M. Burte. tom 2 New York - London, Plenum Press 1973, s. 1187.
- [16] Beek P.A.: *J. Appl. Phys.* 20 (1949) 637.
- [17] Cahn R.W.: *Proc. Phys. Soc.* 60A (1950) 323.
- [18] Dillamore I.L., Morris P.L., Smith C.J.E., Hutchinson W.B.: *Proc. Roy. Soc.* 329A (1972) 405.
- [19] Hu H.: *Trans. AIME* 224 (1962) 75.
- [20] Hu H.: *Recovery and Recrystallization of Metals*, AIME. Interscience. New York 1963, s. 311.
- [21] Li J.C.M.: *J. Appl. Phys.* 33 (1962) 2958.
- [22] Li J.C.M.: *Recrystallization, Grain Growth and Textures*, Metals Park Ohio, ASM. 1966, s. 45.
- [23] Hornbogen E., Kreye H.: *Texturen in Forschung und Praxis*. Red. J. Grewen i G. Wassermann, Berlin, Springer-Verlag 1969, s. 274.
- [24] Köster U.: *Recrystallization of Metallic Materials*, Red. F. Haessner Stuttgart, Riederer - Verlag 1971, s. 215.
- [25] Ahlborn H., Hornbogen E., Köster U.: *J. Mat. Sci.* 4 (1969) 944.
- [26] Hu H., Cline R.S.: *Trans. AIME* 242 (1968) 1013.



ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ТИТАНА  
ВО ВРЕМЯ ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

## Резюме

В работе представлены проблемы возникновения текстуры рекристаллизации после значительных пластических деформаций титана. Доказано, что при увеличении обжатия до 90%, структура сдеформированного материала становится более однородной. Несходность структуры после небольших деформаций обусловлена возникновением близнецов и полос прогиба, а неоднородность после значительных деформаций - возникновением полос сдвига. Ход рекристаллизации титана, размеры зёрен после рекристаллизации и текстура в большой степени зависят от структуры после деформации, а значительные изменения текстуры во время рекристаллизации выступают при неоднородной структуре деформируемого материала.

THE CHANGES IN TITANIUM STRUCTURE  
AND TEXTURE DURING STRAINING AND RECRYSTALLIZATION

## Summary

The paper presents the problem of creation of recrystallization structures after titanium great plastic strains. It has been proved that with draft increase to 90% the structure of strained material becomes ever more homogenous. The heterogeneity of structure after little strains is caused by creation of twins and contraflexure bands, and after bigger strains - by shearing strains. The titanium recrystallization itself, the magnitude of grain and the texture are essentially dependent upon the structure after strain, and the important changes of texture during recrystallization take place with heterogenous structure of the strained material.