Seria: MECHANIKA z. 43

Nr kol. 265

JAN ADAMCZYK Katedra Metaloznawstwa

STRUKTURA DYSLOKACYJNA STALI AUSTENITYCZNEJ CHROMOWO-NIKLOWEJ ODKSZTAŁCONEJ PLASTYCZNIE

<u>Streszczenie</u>: Przeprowadzono badanie wpływu odkształcenia plastycznego na strukturę dyslokacyjną stali austenitycznej chromowo-niklowej 2H18N9. Stal w postaci taśmy o grubości 0,1 mm przesyconą z 1100°C w wodzie rozciągano w temperaturze otoczenia na wydłużenie względne 2,4,6,8 i 10%. Z taśmy nieodkształconej plastycznie i rozciągniętej wykonano cienkie folie, które poddano obserwacji na mikroskopie elektronowym. Określono wpływ wielkości odkształcenia plastycznego na strukturę dyslokacyjną stali.

1. Wstep

Odkształcenie plastyczne metali i stopów o sieci regularnej płaskocentrycznej A1 przebiega głównie przez poślizg w określonych płaszczyznach i kierunkach sieciowych. Proces ten zachodzi przy udziale naprężeń stycznych i polega na ścinaniu kryształu w płaszczyźnie poślizgu za pośrednictwem dyslokacji.

Oprócz poślizgu w procesie odkształcenia plastycznego mogą uczestniczyć także inne mechanizmy, jak bliźniakowanie mechaniczne, poślizg po granicach ziarn, czy też pełzanie dyfuzyjne.

Bliźniakowanie mechaniczne polega na skręcaniu jednej części kryształu względem drugiej w płaszczyźnie bliźniakowania tak, że obie te części stają się odbiciem lustrzanym. Mechanizm ten działa w niskich temperaturach, a jego udział w metalach i stopach o sieci A1 jest bardzo mały w porównaniu z całkowitą wielkością odkształcenia plastycznego.

W metalach polikrystalicznych, poddanych działaniu obciążeń w temperaturach zbliżonych do ich temperatur topnienia, może zachodzić także poślizg po granicach ziarn oraz pełzanie dyfuzyjne. Pierwszy z tych mechanizmów związany jest z przemie-

1969

szczaniem się ziarn względem siebie o wielkość uzależnioną wzajemnym przystosowaniem się ziarn w narożach granic (tzn. w miejscach styku kilku ziarn), drugi natomiast polega na wydłużnniu się ziarn w kierunku maksymalnych naprężeń rozciągających, w wyniku samodyfuzji atomów.

Podczas stosowanych warunków rozciągania stali należy się liczyć głównie z poślizgowym odkształceniem plastycznym austenitu za pośrednictwem ruchu dyslokacji. W związku z tym, celem niniejszej pracy jest określenie struktury dyslokacyjnej stali w procesie odkształcenia plastycznego.

2. Przegląd piśmiennictwa

Zagadnienia odkształcenia plastycznego metali i związanego z tym umocnienia zgniotowego są przedmiotem licznych prac naukowo-badawczych, prowadzonych głównie na monokryształach [1+12]. Na podstawie wyników tych prac ustalono, że krzywe rozciągania T-& monokryształów metali w sieci A1 zawierają trzy stadia odkształcenia plastycznego (rys. 1), a mianowicie:

- stadium I - łatwego poślizgu, cechuje się małą i stałą szybkością umocnienia i związane jest ze zwiększeniem zagęszczenia dyslokacji w metalu odkształconym plastycznie, bez wzrostu liczby procesów przecięć dyslokacji;



Rys. 1. Krzywe umocnienia monokryształów Mg, Cu i Fe podczas odkształcenia plastycznego [9, 12]

Struktura dyslokacyjna stali austenitycznej...

- stadium II - maksymalnego umocnienia liniowego, wynika z rozmnażania się dyslokacji w różnych systemach poślizgu oraz wzajemnego oddziaływania tych dyslokacji między sobą z tworzeniem przegięć i progów dyslokacyjnych, a także powstawania barier Lomera-Cottrella, blokujących ruch dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu;

- stadium III - zmniejszającego się umocnienia, zwane także zdrowieniem dynamicznym lub nawrotem, wynika głównie z poślizgu poprzecznego dyslokacji, a także innych procesów, wpływających na zmniejszenie naprężenia płynięcia kryształu.

Jak wynika z rys. 1 krzywa umocnienia monokryształów metali w sieci A1 w pierwszym stadium odkształcenia odpowiada krzywej rozciągania monokryształów metali o sieci heksagonalnej A3 w całym zakresie odkształcenia plastycznego, natomiast krzywa ta w III stadium jest podobna do krzywej rozciągania monokryształów metali o sieci regularnej przestrzennie centrycznej A2. Rzutuje to na mechanizmy odkształcenia plastycznego monokryształów metali o sieci A3 i A2, porównywalne z procesami, zachodzącymi przy okształceniu plastycznym monokryształów o sieci A1, odpowiednio w I i III stadium odkształcenia.

Odkształcenie plastyczne metali polikrystalicznych zachodzi podobnie jak w monokryształach przez ruch dyslokacji i wzajemne ich oddziaływanie w aktywnych płaszczyznach poślizgu, a także oddziaływanie dyslokacji w aktywnym systemie poślizgu z dyslokacjami innych systemów. W porównaniu z monokryształami metale polikrystaliczne cechują się większą szybkością umocnienia, wzrastającą ze zmniejszeniem wielkości ziarn.

Podczas odkształcenia plastycznego polikryształów nie występuje stadium łatwego poślizgu, gdyż dyslokacje są blokowane przez granice ziarn. W tych warunkach przed granicami ziarn powstają spiętrzenia dyslokacji jednoimiennych, wytwarzające naprężenia przeciwnie skierowane do kierunku działania zewnętrznego naprężenia ścinającego. Wartość tego naprężenia wstecznego jest równa w przybliżeniu wielkości naprężenia stycznego, niezbędnego do poślizgu dyslokacji c wektorze Burgersa n5, gdzie n - jest liczbą spiętrzonych dyslokacji.

49

Dalsze odkaztałcenie plastyczne może mieć miejsce tylko wtedy, gdy naprężenie wsteczne spiętrzenia ulegnie relaksacji. Zachodzi to w przypadku, gdy naprężenie wstecznego oddziaływania na źródła dyslokacji wtórnych systemów poślizgu przewyższy wartość granicy sprężystości.

Przybliżone obliczenia, uwzględniające wielkość ogniw przestrzennej siatki dyslokacji oraz wielkość ziarna wykazują [14], że w metalach o sieci A1 naprężenia związane ze spiętrzeniem dyslokacji winny doznać całkowitej relaksacji przy liczbie dyslokacji w spiętrzeniu równej 1/2 (D/1)^{1/2}, gdzie D - jest średnicą ziarna, natomiast 1 - wymiarem ogniwa siatki dyslokacji.

Dane wynikające z obliczeń są zgodne z wynikami doświadozeń i wskazują, że liczba dyslokacji w spiętrzeniu niezbędna do zapoczątkowania relaksacji plastycznej jest mała i wynosi 1 do 5. Rzutuje to na stabilność linii poślizgu, gdyż pętle dyslokacji wywołujące relaksację mogą wzajemnie oddziaływać ze spiętrzonymi dyslokacjami i między sobą, a nawet tworzyć bariery typu Lomera-Cottrella. Taki stan wytworzony wokół spiętrzenia dyslokacji trudno ulega zniszczeniu i po usunięciu naprężenia zewnętrznego a nawet po przyłożeniu naprężeń skierowanych przeciwnie utrzymuje on w miejscu jeśli nie całe spiętrzenie to przynajmniej jego część.

Działające na polikryształ wzrastające naprężenie zewnętrzne wywołuje początkowo odkształcenie plastyczne tylko w niektórych ziarnach, szczególnie korzystnie zorientowanych. W ziarnach tych występuje naprężenie ścinające o wielkości krytycznej w aktywnym systemie poślizgu w pierwszej kolejności. Stan ten aktywizuje źródła Franka-Reada emitujące pętle dyslokacji, spiętrzające się u granic ziarn. Jest to przyczyną parabolicznego przebiegu krzywej umocnienia metali polikrystalicznych w początkowym stadium odkształcenia plastycznego, nawet poniżej granicy sprężystości.

Umocnienie paraboliczne, wywołane mikroodkształceniem przekształca się w liniowe (rys. 2) jeśli wszystkie ziarna zaczną odkształcać się jednocześnie. Przy dużych naprężeniach krzywa umocnienia polikryształów i monokryształów o sieci A1 ma przebieg podobny, co rzutuje na podobieństwo zachodzących zjawisk.



Rys. 2. Schemat przebiegu krzywej umocnienia metalu polikrystalicznego w zakresie mikroodkształcenia plastycznego: 6 - granica sprężystości monokryształu; 6 - granica sprężystości polikryształu; 8 - wielkość mikroodkształcenia plastycznego w zakresie początkowego stadium odkształcenia plastycznego o przebiegu parabolicznym [14]

Niemniej jednak proces odkształcenia plastycznego polikryształów jest bardziej złożny, gdyż więź między sąsiednimi ziarnami może być zachowana tylko wtedy, gdy w każdym ziarnie poślizg zachodzi jednocześnie w kilku systemach poślizgu. Przy dużych odkształceniach plastycznych poślizg zachodzący w ziarnach w licznych systemach poślizgu, a także relaksacja plastyczna w przygranicznych strefach ziarn, nadają metalom polikrystalicznym zdolność do zmiany orientacji ziarn i wystąpienia tekstury zgnictu.

3. Frzebieg badań

Badania przeprowadzono na stali austenitycznej chromowo-niklowej 2H18N9 o następującym składzie chemicznym: 0,18% C; 18,25% Cr; 8,96% Ni; 0,017% P; 0,013% S craz 0,03% N. Stal w postaci taśm walcowanych na zimno przesycono z 1100⁰C w wodzie, a następnie z0zciągano w temperaturze otoczenia na wydłużenie względne 2,4,6,8 i 10%.

Z taśm nieodkształconych plastycznie i rozciąganych wykonano cienkie folie przez polerowanie elektrolityczne w elektrolicie o składzie: 860 cm³ H_3PO_4 + 50 cm³ H_2SO_4 + 100 g CrO₃, przy napięciu 30 do 40 V i gęstości prądu 3 do 4 A/cm².

Obseriwacji struktury cienkich folii dokonano na mikroskopie elektronowym o przenikającej wiązce elektronów JEM-6A przy napięciu 100 kV z zastosowaniem przystawki goniometrycznej, umożliwiającej zmianę kąta między normalną do folii a kierunkiem strumienia elektronów. Daje to możliwość spełnienia warunku powstawania kontrastu dyslokacji i błędów ułożenia w obrazie mikroskopowym.

Zastosowana metoda obserwacji cienkich folii w mikroskopie elektronowym jest szczególnie przydatną do badania struktury metali odkształconych plastycznie, gdyż pozwala obserwować oddzielne dyslokacje i określić chociażby ich wektor Burgersa.

Mimo jednak dužej czułości tej metody na zmianę orientacji sieci przestrzennej nie pozwala ona praktycznie na ujawnienie naprężeń dalekiego zasięgu, właściwych metalom odkształconym plastycznie. Jeśli nawet można wnioskować o występowaniu tych naprężeń choćby na podstawie sumowania wektorów Burgersa dyslokacji, to danych tych nie można odnieść do masywnego metalu, gdyż grubość badanych folii jest zwykle znacznie mniejsza od rozciągłości tych pól naprężeń.

Ponadto uwolnienie powierzchni folii od naprężeń w procesie ścieniania wpływa na zmianę zagęszczenia i rozmieszczenia dyslokacji, przy czym wpływ ten zależy między innymi od sposobu przygotowania folii i energii błędu ułożenia materiału. Jest on tym znaczniejszy im dyslokacje są bardziej ruchliwe, a więc dotyczy w głównej mierze metali o wysokiej energii błędu ułożenia.

Często także występuje rozbieżność między wynikami obserwacji struktury cienkich folii a makroskopowyni własnościami me-



Rys. 3



Rys. 5



Rys. 4



Rys. 6

Nr гув.	Wydłużenie względne próbki %	Struktura	Powiększe- nie x
3	0	Struktura stali przesyconej: austenit jednorodny; na grani- cach ziarn oraz wewnątrz ziarn kontrast ekstynkcyjny.	10000
4	2	Struktura stali przeysonej i zgniecionej: płaskie układy dyslokacji w płaszczyznach po- ślizgu (111) przed granicą ziarn austenitu; płaszczyzna folii (171).	22000
5	2	Struktura stali j.w płaskie układy dyslokacji w płaszczyz- nach poślizgu {111} przed gra- nicą ziarn; płaszczyzna folii (101)	24000
6	2	Struktura stali j.w układy dyslokacji przed granicą ziarn; lokalnie występuje zniekształ- cona siatka dyslokacyjna heksa- gonalna o dużej liczbie dysloka- cji, przecinających się w jej węzłach oraz obszar kryształu objęty błędem ułożenia; płaszczyz- na folii (123).	36000



Rys. 7



Rys. 8



Rys. 9

Nr r ys .	Wydłużenie względne probki %	Struktura	Powiększe nie x
7	2	Struktura stali j.w zbliź- niaczone ziarno austenitu z błędami ułożenia w postaci pasm prążkowych oraz barie- rami typu Lomera-Cottrella o kształcie zbliżonym do li- tery L.	37000
8	2	Struktura stali j.w. – nisko- energetyczny układ dysloka- cji jednoimiennych w postaci granicy niskokątowej skośnej; płaszczyzna folii (110).	25000
9	2	Struktura stali j.w sploty dyslokacyjne, tworzące prze- strzenną siatkę dyslokacyjną o dużej średnicy ogniw; pła- szczyzna folii (111).	8000



Rys. 10



Rys. 12



Rys. 11

Nr Iys.	Wydłużenia względne próbki, %	Struktura	Powiększe- nie x
10	2	Struktura stali przesyconej i zgniecionej: płaskie spiętrze- nia dyslokacji oraz sploty dys- lokacji, tworzące przestrzenną siatkę dyslokacyjną o dużej średnicy ogniw: płaszczna folii (110),	12000
11	4	Struktura stali j.w płaskie układy dyslokacji w równole- głych płaszczyznach poślizgu przed granicą ziarn.	38000
12	4	Struktura stali j.w układy dyslokacji w sąsiadujących wza- jemnie ziarnach austenitu.	26000





Rys. 13

Rys. 14



Rys. 15



Rys. 16

Nr Wydłużenia względne próbki, % Powi Struktura stali j.w zniekształ- cona siatka dyslokacyjna beksago- nelne o zmiennej Srednicz ognim	niększe-
13 4 Struktura stali j.w zniekształ- cona siatka dyslokacyjna beksago- nelne o zmiennej Srednicz ogniw	~
przed granicą ziarn.	32000
146Struktura stali j.w układy dyslokacji w zbliźniaczonym ziarnie austenitu; wzdłuż granic bliźniaczych występuje kontrast ekstynkcyjny.	27000
156Struktura stali j.w układy blędów ułożenia w sąsiadujących wzajemnie ziarnach austenitu.47	47000
16 10 Struktura stali j.w układy dyslokacji i błędów ułożenia w zgniecionym ziarnie austenitu. 29	29000

tali, np. umocnieniem. W tych przypadkach rozstrzygające znaczenie przypisuje się wynikom badań na mikroskopie elektronowym [6,7]. Należy przy tym podkreślić, że rozmieszczenie dyslokacji w cienkich foliach metali o małej energii błędu ułożenia, jak np. stale austenityczne i stopy miedzi [5,15,16], wykazuje daleko większą zgodność z wynikami badań linii i pasm poślizgu, niż to ma miejsce w metalach o dużej wartości energii błędu ułożenia, np. Al.

Niedomaganiem stosowanej metody, w porównaniu np. z obserwacją pasm poślizgu, jest także trudność ustalenia swobodnej drogi dyslokacji, niezbędnej do analizy umocnienia metalu podczas odkształcenia plastycznego. Ponadto przy nieostrożnym obchodzeniu się z folią, podczas mocowania w uchwytach preparatu można wprowadzić dyslokacje nieobecne w metalu masywnym.

5. Wyniki badań

Stal przesycona posiada jednorodną strukturę austenitu o zmiennej wielkości ziarn. W obrazie mikroskopowym występuje zwykle kontrast ekstynkcji na granicach oraz wewnątrz ziarn, związany ze zmianą grubości folii w tych miejscach lub jej wygięciem (rys. 3). W tym stanie stali dyslokacje w obrębie ziarn austenitu obserwuje się niezwykle rzadko. Defekty te ujawniają się już po niewielkim odkształceniu plastycznym, zazwyczaj w postaci spiętrzeń przed granicami ziarn.

Obserwowane spiętrzenia dyslokacji występują zawsze w płaszczyźnie {111} i kierunku <110>. W stali rozciąganej na wydłużenie względnie 2% obserwuje się najczęściej płaskie układy dyslokacji przed granicami ziarn, często w dwóch, a niekiedy także w większej liczbie systemów poślizgu (rys. 4 i 5).

Oprócz spiętrzeń, w niektórych ziarnach austenitu występuje zniekształcona siatka heksagonalna o dużej liczbie przecinających się w jej węzłach dyslokacji, bariery dyslokacyjne typu Lomera-Cottrella o kształcie zbliżonym do litery L oraz lokalnie błędy ułożenia, ujawniające się w postaci ciemnych pasm z wyraźnie zaznaczonymi równoległymi liniami (rys. 6 i 7). Niekiedy w ziarnach austenitu ujawniają się także niskoenergetyczne układy dyslokacji krawędziowych jednoimiennych w postaci granic niskokątowych skośnych (rys. 8) oraz sploty dipoli dyslokacyjnych, wydłużone w kierunku <121>(rys. 9 i 10), tworzące przestrzenną siatkę dyslokacyjną o dużej średnicy ogniw.

Przy większych wartościach odkształcenia plastycznego zwiększa się wyraźnie zagęszczenie dyslokacji. W stali rozciąganej na wydłużenie 4% występują często płaskie układy dyslokacji w równoległych płaszczyznach poślizgu o dużej liczbie spiętrzonych dyslokacji (rys. 11), przy czym podobne konfiguracje dyslokacji występują zwykle w obu sąsiadujących z sobą ziarnach (rys. 12). Zwiększa się także liczba węzłów dyslokacyjnych, zaś siatka dyslokacji staje się bardziej wyraźna i obejmuje praktycznie całą objętość ziarn (rys. 13).

Przy wydłużeniach stali większych od 4% zagęszczenie dyslokacji wydatnie wzrasta, utrudniając tym samym wyodrębnienie pojedynczych dyslokacji (rys. 14). W tych warunkach oprócz dużej liczby splotów i węzłów dyslokacyjnych ujawniają się liczne obszary ziarn, zawierające błędy ułożenia (rys. 15 i 16).

5. Dyskusja wyników

Wyniki przeprowadzonych badań umożliwiają dokonanie analizy mechanizmu odkształcenia płastycznego stali podczas rozciągania. Stal przesycona o jednorodnej strukturze roztworu stałego 🕆 zawiera stosunkowo małą ilość dyslokacji, przez co ich obecność w ziarnach austenitu ujawnia się raczej sporadycznie. Zagęszczenie dyslokacji zwiększa się po odkształceniu plastycznym stali.

Przy niewielkich odkształceniach plastycznych przed granicami ziarn powstają spiętrzenia dyslokacji jednoiziennych w płaszczysnach poślizgu {111}, zazwyczaj w kilku systemach poślizgu {111} <110> (rys. 4), właściwych metalom o sieci regularnej płaskocentrycznej A1. Liczba spiętrzonych dyslokacji zwiększa się ze wzrostem wielkości zgniotu (rys. 4,5,11 i 12), przy czym spiętrzenia te powstają często w leżących blisko siebie równoległych płaszczyznach poślizgu (rys. 11).

Zatrzymane przez granice ziarn spiętrzone dyslokacje stanowią początek linii poślizgu i współdziałają z sąsiednimi ziarnami. Świadczy o tym kontrast ekstynkcyjny w sąsiednim ziarnie przed spiętrzeniem dyslokacji u granicy ziarn (rys. 5), spowodowany prawdopodobnie koncentracją naprężeń wytworzonych przez spiętrzenie, a także obserwowany na granicy ziarn bezpośredni kontakt spiętrzeń dyslokacyjnych w sąsiednich ziarnach (rys. 12). Pozwala to sądzić, że koncentracja naprężeń wytworzonych przez spiętrzenie dyslokacji na początku linii poślizgu zablokowanej przez granicę ziarn może uaktywnić źródła dyslokacji w sąsiednim ziarnie.

Przytoczone rozważania umożliwiają dokonanie oceny wkładu granic ziarn w umocnienie metalu odkształconego plastycznie. Wkład ten będzie efektywny jedynie do momentu blokowania przez granice ziarn spiętrzeń dyslokacji, bez wywołania przez nie odkształcenia plastycznego sąsiedniego ziarna. Ma to miejsce tylko przy małej liczbie dyslokacji w spiętrzeniu, a więc w stadium mikroodkształcenia plastycznego. Jeśli natomiast koncentracja naprężeń, wytworzonych przez spiętrzenie dyslokacji doprowadzi do uaktywnienia źródeł dyslokacji w sąsiednim ziarnie, to wkład granic ziarn w umocnienie zgniotowe metalu uznać należy za drugorzędny.

Przemieszczające się podczas odkształcenia plastycznego dyslokacje w różnych systemach poslizgu przecinają się wzajemnie. W wyniku tego procesu, powstaje zniekształcona heksagonalna siatka dyslokacyjna o dużej liczbie dyslokacji przecinających się w jej węzłach (rys. 6,13 i 14), a także sploty dipoli dyslokacyjnych, wydłużone w kierunkach [121] (rys. 9 i 10). Sploty te są podobne do obserwowanych przez Hirscha [7] w monokryształach miedzi, odkształconych w II stadium, występujące w postaci pasm, rozpościerających się wzdłuż linii przecięć pierwotnych płaszczyzn poślizgu z płaszczyznami sprzężonymi i krytycznymi. Są one niewątpliwie wynikiem przecinania dyslokacji

55

przemieszczających się w płaszczyźnie poślizgu z dyslokacjami lasu. Utworzone sploty i siatki dyslokacyjne wnoszą podstawowy wkład w umocnienie metalu odkształconego plastycznie, gdyż dyslokacje ruchliwe muszą je omijać, przyczyniając się tym samym do umocnienia linii poślizgu. Oddziaływują one także blokująco na źródła dyslokacji wtórnych systemów poślizgu, zaś ograniczenie swobodnej drogi dyslokacji w obrębie ogniw siatki dyslokacyjnej umożliwia przebieg poślizgu wtórnego jedynie lokalnie. Ponadto utworzone we wcześniejszych stadiach spiętrzenia dyslokacyjne w postaci pasm poślizgu przekształcają się w wyniku poślizgu wtórnego w sploty i siatki dyslokacyjne. ograniczając efektywnie ruchliwość dyslokacji [17÷21]. Widoczna na rys. 6 i 13 heksagonalna siatka dyslokacji mogła także powstać w wyniku poślizgu poprzecznego dyslokacji śrubowych, podobnie do mechanizmu omijania wydzieleń przez dyslokacje, przedstawionego przez Seegera [17].

Jednocześnie z siatką i splotami dyslokacyjnymi w procesie odkształcania plastycznego stali powstają błędy ułożenia (rys. 6,7, 15 i 16) oraz bariery dyslokacyjne typu Lomera-Cottrella (rys. 7). Mechanizm powstawania tych defektów można przedstawić w oparciu o analizę struktury sieciowej austenitu. Struktura austenitu podobnie jak i innych metali o sieci A1, zbudowana jest z nałożonych na siebie płaszczyzn gęstoupakowanych (111) w kolejności ABCABC (rys. 17). Usunięcie z tej struktury lub wprowadzenie do niej jednej płaszczyzny gęstoupakowanej, zmienia sekwencję płaszczyzn (111) na ABC BCA lub ABC B ABC. W wyniku powstają błędy ułożenia odpowiednio pojedynczy, zwany także wewnętrznym lub zgodnym błędem ułożenia oraz błąd podwójny, określany często jako zewnętrzny lub niezgodny. Łatwo zauważyć, że w krysztale o sieci A1 zawierającym zgodny błąd ułożenia, powstaje lokalnie struktura heksagonalna gęstoupakowana A3 o sekwencji płaszczyzn gęstego ułożenia atomów BCBC. Stan taki można więc rozpatrywać jako wtrącenie w krysztale o sieci A1 cienkiej płytki obcej fazy o sieci A3. Jeśli natomiast zgodny błąd ułożenia wystąpi w co drugiej płaszczyźnie (111) to spowoduje to przebudowę struktury kryształu z A1 w A3, w całej jego objętości.

W kryształach o sieci A1 poślizg zachodzi w kierunku gęstego ułożenia atomów <110> lecz droga po jakiej przemieszczają się atomy zależy od wielkości energii błędu ułożenia metalu. Przy dużej wartości energii błędu ułożenia np. w Ni czy też A1 poślizg dyslokacji o wektorze Burgersa $\frac{B}{2}$ [110] zachodzi w płaszczyźnie poślizgu (111), drogą zbliżoną do prostoliniowej BB' (rys. 18a).



Rys. 17. Sieć regularna płaskocentryczna A1

a - rozmieszczenie płaszczyzn gęstoupakowanych (111) w komórce strukturalnej w kolejności ABCA; b - rozmieszczenie atomów w tych płaszczyznach

Natomiast w metalach o małej energii błędu ułożenia np. Cu i jej stopach a także w niektórych stalach austenitycznych droga poślizgu atomów jest zygrakowa BC+CB', co związane jest z rozszczepieniem dyslokacji pełnej $\frac{a}{2}$ [110] na dwie dyslokacje cząstkowe, tj. takie, które nie zapewniają przemieszczenia atomów o poślizg jednostkowy. Reakcja dysocjacji dyslokacji pełnej na cząstkowe ma postać:

$$\frac{a}{2}$$
 [110] $\rightarrow \frac{a}{6}$ [217] + $\frac{a}{6}$ [121],

gdzie dyslokacje $\frac{8}{6}$ [217] i $\frac{8}{6}$ [121] są dyslokacjami cząstkowymi Shockleya, przy czym pierwsza z nich nazywa się wiodącą lub czołową, druga zaś dyslokacją postępującą lub zamykającą. Reakcja ta jest korzystna energetycznie, bowiem $|b^2|$ dyslokacji pełnej $\frac{8}{2}$ [110] jest większy od sumy kwadratów modułów wektorów Burgersa dyslokacji cząstkowych $\frac{8}{6}$ [217] i $\frac{9}{6}$ [121].



a.

b.

Rys. 18. Model ilustrujący dysocjację dyslokacji pełnej na cząstkowe a - dysocjacja dyslokacji pełnej $\frac{a}{2}$ [110] na dyslokacje cząstkowe $\frac{a}{6}$ [217] i $\frac{a}{6}$ [121]; b - powstawanie błędu ułożenia wskutek wzajemnego oddziaływania dyslokacji cząstkowych w płaszczyźnie poślizgu.

Ponieważ utworzone w wyniku dysocjacji dyslokacje cząstkowe są dyslokacjami krawędziowymi o tym samym znaku i leżą w tej samej płaszczyźnie poślizgu, przeto odpychają się wzajemnie i dążąc do separacji wytwarzają błąd ułożenia (rys. 18b).

Obszar kryształu objętym błędem ułożenia posiada podwyższoną energię o wartość energii błędu ułożenia metalu. Energia kryształu zmniejszy się, jeśli zmaleje powierzchnia błędu ułożenia. Oznacza to, że na defekt ten działają siły "przyciągania", dążące do jego usunięcia. Ponieważ jednak dyslokacje cząstkowe odpychają się wzajemnie. siły przyciągania i odpychania równoważą się, przez co wytworzony błąd osiąga określoną szerokoźć, zależną od wartości energii błędu ułcżenia metalu.

Energia błędu ułożenia badanej stali wyznaczona sposobem przedstawionym przez Howie i Swaana [14, 16, 22-24] na podstawie analizy rozciągniętych węzłów dyslokacyjnych jest niewielka i wynosi ok. 18 erg/cm², a więc dopuszcza działanie omówionego mechanizmu.

Latwo wykazać, że krawędź błędu ułożenia niezależnie od jego rodzaju stanowi dyslokacja krawędziowa o wektorze Burgersa $\frac{a}{3}$ [111], prostopadłym do płaszczyzny poślizgu (111), zwana dyslokacją Franka. Ponieważ dyslokacja ta nie leży w płaszczyźnie poślizgu lecz jest do niej prostopadła, posiada zatem ograniczoną swobodę ruchu w krysztale i może oddziaływać blokująco na dyslokacje ruchliwe. Proces ten determinuje między innymi wpływ błędów ułożenia na umocnienie zgniotowe metali.





Bariery dyslokacyjne typu Lomera-Cottrella powstają natomiast w wyniku przecinania się błędów ułożenia (rys. 19a). Przykładowo, dyslokacje pełne $\frac{a}{2}$ [107] i $\frac{a}{2}$ [011] przemieszczające się we własnych płaszczyznach poślizgu, odpowiednio (111) i (117) doznają rozszczepienia na dyslokacje cząstkowe wiodące $\frac{a}{6}$ [112] i $\frac{a}{6}$ [12] oraz zamykające $\frac{a}{6}$ [217] i $\frac{a}{6}$ [121]. Dyslokacje wiodące reagują z sobą na przecięciu dwóch błędów ułożenia, tworząc dyslokację kątową, zgodnie z reakcją:

<u>a</u> [112] + <u>a</u> [112] → <u>a</u> [110].

Reakcja ta jest korzystna energetycznie, bowiem suma kwadratów modułów wektorów Burgersa dyslokacji cząstkowych jest większa od kwadratu modułu wektora Burgersa dyslokacji kątowej Lomera-Cottrella. Utworzona dyslokacja kątowa jest dyslokacją krawędziową, leżącą na przekątnej ściany bocznej komórki sieciowej, przy czymjej wektor Burgersa znajduje się na powierzchni sześcianu wzdłuż przekątnej, prostopadłej do linii dyslokacji (rys. 19b). Dyslokacja ta nie leży w płaszczyźnie poślizgu, a więc ma ograniczoną zdolność ruchu. Następstwem tego jest fakt, że dyslokacje cząstkowe postępujące tj. $\frac{a}{6}$ [217] oraz $\frac{a}{6}$ [721] i następne spiętrzają się za dyslokacją Lomera-Cottrella, a wprowadzenie do spiętrzenia nowych dyslokacji wymaga przyłożenia coraz większych naprężeń zewnętrznych.

Przedstawionemu mechanizmowi blokowania dyslokacji ruchliwych przez bariery Lomera-Cottrella przypisuje się zasadnicze znaczenie w umocnieniu metali o sieci A1 odkształconych plastycznie. Barierami o podobnych własnościach mogą być także inne dyslokacje kątowe, np. $\frac{a}{6}$ [110] i $\frac{a}{6}$ [301].

Ponieważ w badaniach własnych nie określono bezpośrednio wektora Burgersa dyslokacji, stąd przedstawione mechanizmy wzajemnego oddziaływania dyslokacji choć bardzo prawdopodobne nie mogą być uznane za całkowicie udowodnione.

Współcześnie wiadomo, że odkształcenie plastyczne stali austenitycznej o małej energii błędu ułożenia winno doprowadzić do przemiany 🗝 8 bądź też do wystąpienia bliźniakowania mechanicznego. Między innymi w pracy [24] stwierdzono, że powstawanie fazy & zachodzi w wyniku nakładania się błędów ułożenia. Jakkolwiek w badaniach własnych zaobserwowano pewne efekty dyfrakcyjne w nielicznych obszarach nakładania się błędów ułożenia, to jednak występującą ewentualnie w tych miejscach strukturę heksagonalną uznać należy za nader zdefektowaną. Podobnie analiza dyfrakcyjna stali odkształconej plastycznie nie ujawniła bliźniaków deformacji, aczkowiek np. rys. 15 zdaje się sugerować taką możliwość.

6. <u>Wnioski</u>

- Stal przesycona z temperatury 1100°C w wodzie posiada jednorodną strukturę austenitu o stosunkowo małym zagęszczeniu dyslokacji.
- 2. Rozciąganie stali w zakresie wydłużeń względnych do 10% wydatnie zwiększa zagęszczenie dyslokacji, przy czym występują one w postaci płaskich spiętrzeń w płaszczyznach poślizgu przed granicami ziarn austenitu, zniekształconej siatki heksagonalnej o zmiennej średnicy oczek oraz splotów dipoli dyslokacyjnych, tworzących przestrzenną siatkę dyslokacyjną o dużej średnicy ogniw,
- 3. Podczas odkształcania plastycznego w austenicie powstają także błędy ułożenia oraz bariery dyslokacyjne typu Lomera-Cottrella, a ich ilość zwiększa się ze wzrostem stopnia zgniotu.
- 4. W badanym zakresie odkształcenia plastycznego nie stwierdzono przemiany ¶→8 ani też bliźniakowania mechanicznego.

LITERATURA

- [1] DIEHL J.: Zeit. Metallkunde 47, 1956, 331.
- [2] DIEHL J., BRENER R.: Zeit. Metallkunde, B51, 1960, 523.
- [3] EDMONDSON B.: Proc. Roy. Soc., 264, v.A. 1961, 176.
- [4] CONRAD H., ROBERTSON W.B.: Trans. AIME, 209, 1957, 503.
- [5] HOWIE A.: Direct Observation of Imperfections in Crystals, Ed.Newkirk J.B. a. Wernick J.H., Interscience Publ., New York - London, 1962.
- [6] MADER S., SEEGER A., LEITZ K.C.: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals, Proc. of the Conf. held at the Nat. Phys. Lab., Teddington Midllesex, 1963, London 1963.
- [7] HIRSCH P.B.: j.w.
- [8] PAWŁOW W.A.: Fizičeskije osnowy plastičeskoj deformacji mietałłow, ANSSR, Moskwa 1962.
- [9] McLEAN D.: Mechanical Properties of Metals, J. Wiley, New York-London 1962.
- [10] MITRA S.K., DORN J.E.: Trans. Met. Soc. AIME, 224, 1962, 1062.
- [11] SWANN P.R., NUTTING J.: J. Inst. Metals, 90, 4, 1961, 133.
- [12] HAYDEN H.W., MOFFAT W.G., WULF J.: The Structure and Properties of Materials, J. Wiley, New-York-London-Sydney, 1965.
- [13] COTTRELL A.H.: The Mechanical Properties of Mater, J. Wiley, New-York-London 1964.
- [14] FRIEDEL J.: Dislocations, Pergamon Press, 1964.
- [15] VALDRE U.: Proc. of 5th Int.Conf. for Electron Microscopy, Philadelphia, CC15, Academic Press, New-York, 1962.
- [16] HIRSCH P.B., HOWIE A., NICHOLSON R.B., PASHLEY D.W., WHE-LAN M.J.: Electron Microscopy of thin Crystals, Butterworths, London, 1965.
- [17] SEEGER A.: Dislocations and Mechanical Properties of Crystals, J. Wiley, New-York, 1957.
- [18] WERTMAN J., WERTMAN J.R.: Physical Metallurgy, Ed. Cahn R.W., North-Holland Publ., Amsterdam, 1965.

- [19] HAASEN P.: j.w.
- [20] KUHLMAN WILSDORF D.: j.w.
- [21] HOWIE A., SWAAN P.R.: Phil. Mag., 6, 1961, 1215.
- [22] THORNTON P.R., MITCHELL T.E., HIRSCH P.B.: Phil. Mag. 7, 80, 1962, 1349.
- [23] ADAMCZYK J.: Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Mechanika 34, Gliwice 1968.
- [24] GORCZYCA S.: Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo 18, Kraków 1967.

ДИ.СЛОКАЦИ. ОННАН СТРУКТУРА ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРЫ. РОВАННОЙ АУСТЕНИТНОЙ ХРОДОНИ КЕЛЕВОЙ СТАЛИ

Резюме

LCCледовано влияние пластической деформации на дислокационную структуру аустенитной стали, содержащей 0,18% С; 18,25% С ; 8,96% Ni и 0,003% N. Стальные ленты толщиной 0,1 мм, закаленные с 1100[°]С в воде, подвергались растяжению при комнатной температуре на относительное удлинение 2, 4, 6, 8 и 10%. Дислокационную структуру деформированной стали наблюдалось на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-6A. Определено влияние степени обжатия на дислокационную структуру пластически деформированной стали. DISLOCATION STRUCTURE OF COLD WORKED AUSTENITIC Cr-Ni STEEL

Summary

It has been carried out the investigations of the influence of cold working on the dislocation structure of steel containing 0,18% C; 18,25% Cr; 8,96% Ni and 0,003% N. The band steel specimens 0,1 mm in thickness water quenched from 1100°C have been cold worked in tensile tests at room temperature with strains 2,4,6,8 and 10%. The dislocation structure of cold worked steel has been observed by use of thin foils in transmission elektron microscope JEM-6A. The influence of the value of strain on the dislocation strukcture of cold worked austenitic Cr-Ni steel has been established.