

4. ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE I REKRYTALIZACJA MATERIAŁÓW METALICZNYCH

Opracował: dr inż. Janusz Ryś

Plastyczność czyli zdolność materiału do osiągania dużych i trwałych odkształceń bez wywołania jego zniszczenia jest jedną z podstawowych cech odróżniających tworzywa metaliczne od niemetalicznych. Decyduje ona o możliwości przeróbki plastycznej metali i ich stopów (np. walcowanie, kucie, ciągnienie, wyciskanie, tłoczenie) a zatem uzyskiwaniu wyrobów o określonym kształcie i wymiarach w postaci części maszyn, elementów konstrukcyjnych, itp.

Procesy technologiczne otrzymywania szeregu wyrobów z materiałów metalicznych wymagają niekiedy bardzo dużego stopnia przerobu plastycznego. Prowadzi to do zasadniczych zmian w strukturze a w następstwie do silnego umocnienia a nawet utraty spójności odkształcanego plastycznie materiału. Bardzo istotnego znaczenia nabierają zatem procesy wyżarzania odkształconych uprzednio metali i stopów. W ich trakcie zachodzą zmiany związane z odbudową struktury (tzw. rekrytalizacja) umożliwiające dalsze odkształcenie plastyczne. Stopniem rekrytalizacji można w szerokim zakresie regulować własności odkształcanych materiałów metalicznych a dotyczy to zwłaszcza własności plastycznych i wytrzymałościowych.

4.1. Struktura krystaliczna metali i stopów

Metale i większość niemetałów są ciałami krystalicznymi. Składają się z dużej liczby niewielkich kryształów (ziarn) i określane są wtedy mianem materiałów polikrystalicznych. Rozmieszczenie atomów w pojedynczym kryształku jest nazywane strukturą (budową) krystaliczną. Podstawową cechą struktury krystalicznej jest to, że atomy są ułożone w okreslicznie powtarzających się odstępach w co najmniej trzech nierównoległych kierunkach. Do opisu struktury krystalicznej wybiera się zwykle najprostszy, powtarzający się element przestrzenny zwany komórką elementarną, która reprezentuje całą strukturę.

Ze względu na regularność i powtarzalność budowy znane struktury krystaliczne można sklasyfikować jedynie za pomocą siedmiu układów krystalograficznych, w których wyodrębniono czternaście typów sieci.

4.1.1. Układy i sieci krystalograficzne metali

Struktury większości czystych metali są proste i można je opisać za pomocą trzech sieci punktowych występujących w dwóch układach krystalograficznych - regularnym i heksagonalnym.

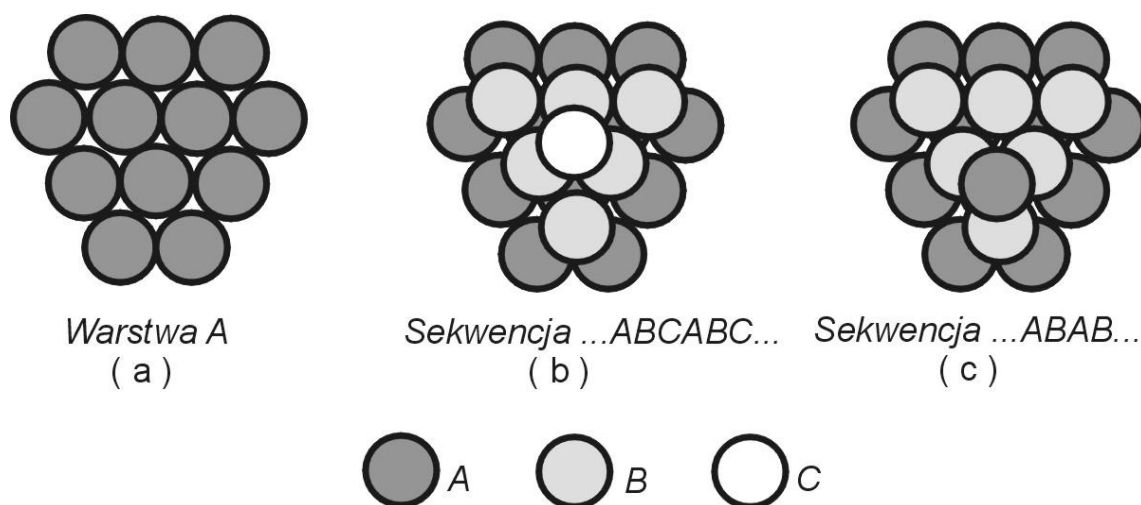
Struktura regularna ściennie centrowana RSC (A1) powstaje w wyniku wypełnienia przestrzeni w taki sposób aby atomy co trzeciej warstwy znajdowały się nad sobą – sekwencja ...ABCABCABC... ułożenia płaszczyzn najgęściej obsadzonych atomami (**rys. 4.1a i 4.1b**). Z utworzonej w ten sposób sieci można wyodrębnić komórkę elementarną pokazaną na **rys. 4.2a**. Atomy rozmieszczone są w narożach i środkach ścian komórki sześcienniej a ich współrzędne wynoszą odpowiednio: (0, 0, 0); (1/2, 1/2, 0); (1/2, 0, 1/2) oraz (0, 1/2, 1/2). Liczba atomów przypadających na komórkę elementarną wynosi $8 \times 1/8 + 6 \times 1/2 = 4$. Najmniejsza odległość międzyatomowa jest równa połowie przekątnej ściany tj.

$a\sqrt{2}/2$. Liczba atomów rozmieszczonych w najmniejszej odległości od siebie (tzw. liczba koordynacyjna) wynosi 12.

Sieć RSC mają m.in. metale szlachetne (Au, Ag, Pt) oraz tak popularne metale jak miedź (Cu), aluminium (Al), ołów (Pb), nikiel (Ni) i żelazo γ (Fe_γ).

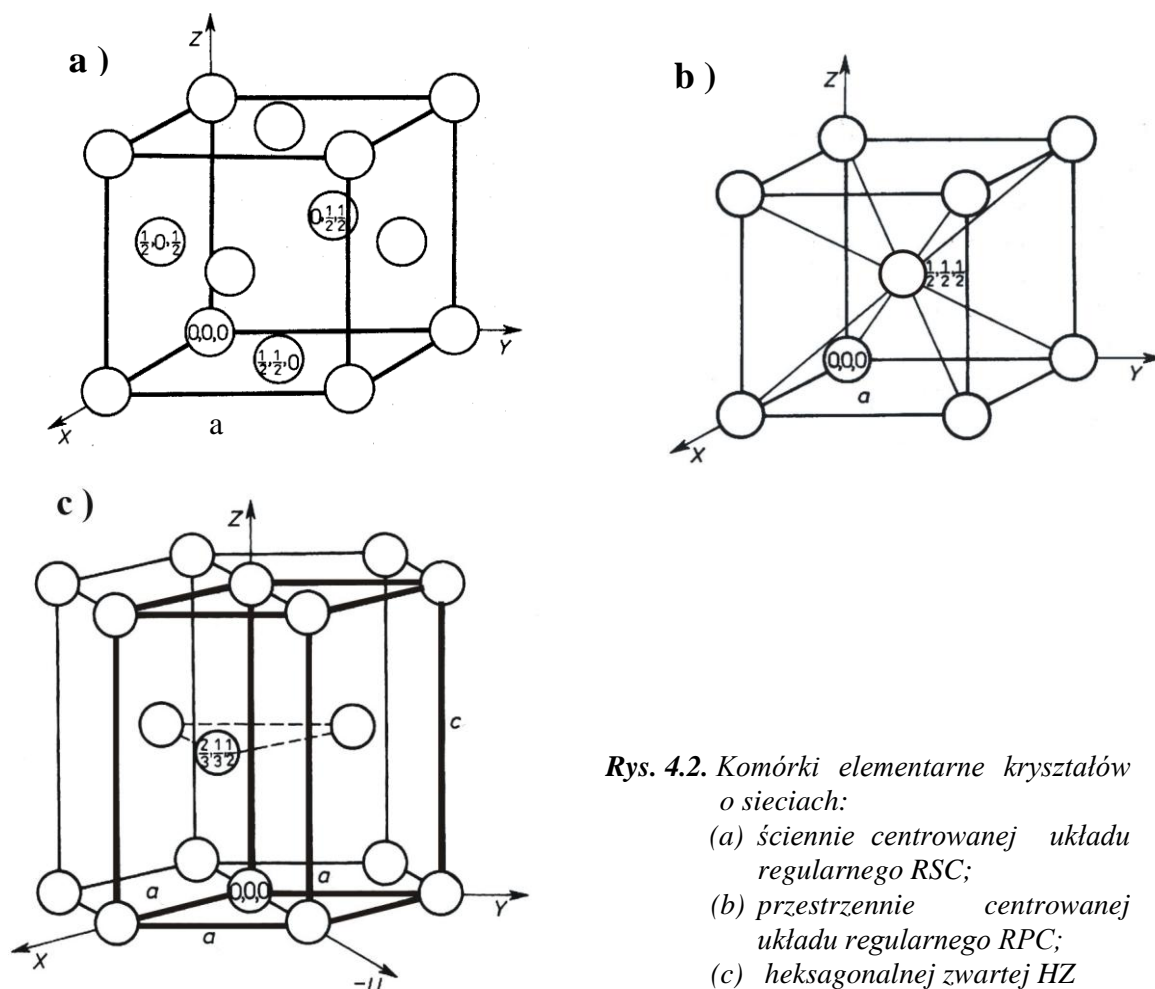
W strukturze regularnej przestrzennie centrowanej RPC (A2), której komórkę elementarną przedstawia **rys. 4.2b**, atomy rozmieszczone są w narożach a jeden atom znajduje się w środku komórki sześcienniej. Ich współrzędne wynoszą odpowiednio: (0, 0, 0) i (1/2, 1/2, 1/2). W sieci tej nie występują płaszczyzny o najgęstszym wypełnieniu atomami.

Liczba atomów przypadających na komórkę wynosi $8 \times 1/8 + 1 = 2$. Każdy z atomów jest otoczony ośmioma innymi (tzn. liczba koordynacyjna jest równa 8), które znajdują się w najmniejszej odległości wynoszącej $a\sqrt{3}/2$ (połowa długości przekątnej sześcianu). W sieci RPC krystalizują m.in. następujące metale: żelazo α (Fe_α), chrom α (Cr_α), molibden (Mo), wolfram (W), wanad (V), niob (Nb), tantal (Ta).



Rys. 4.1. Ułożenie najgęściej wypełnionych warstw atomowych: (a) - warstwa o najgęstszym wypełnieniu atomami; (b) - sekwencja ...ABCABCABC... w sieci ściennie centrowanej układu regularnego; (c) - sekwencja ..ABABAB.. w sieci heksagonalnej zwartej

Struktura heksagonalna zwarta HZ (A3) powstaje w wyniku wypełnienia przestrzeni atomami w taki sposób, aby atomy co drugiej warstwy znajdowały się nad sobą - sekwencja ...ABABAB... ułożenia płaszczyzn (**rys. 4.1c**). Liczba koordynacyjna jest analogiczna jak w przypadku sieci RSC i wynosi 12. Heksagonalna komórka sześcienna HZ, pokazana na **rys. 4.2c**, jest utworzona z atomów o współrzędnych: (0, 0, 0) i (2/3, 1/3, 1/2). Liczba atomów przypadających na komórkę elementarną wynosi $4 \times 1/6 + 4 \times 1/12 + 1 = 2$. Atomy znajdujące się w narożach o kącie 120° należą do sześciu komórek natomiast atomy z naroży o kącie 60° do dwunastu komórek. Podstawowe periody identyczności dla obu osi x i y są jednakowe i równe średnicy atomu (a). Periode identyczności dla osi z wynosi $c = 2/3 a\sqrt{6}$ a stosunek osiowy $c/a = 2/3\sqrt{6} = 1,633$ odpowiada maksymalnemu wypełnieniu przestrzeni atomami. Sieć HZ posiadają m.in. następujące metale: magnez (Mg), cynk (Zn), kadm (Cd), beryl (Be), tytan (Ti), cyrkon (Zr), kobalt α (Co_α).



Rys. 4.2. Komórki elementarne kryształów o sieciach:

- (a) ściennie centrowanej układu regularnego RSC;
- (b) przestrzennie centrowanej układu regularnego RPC;
- (c) heksagonalnej zwartej HZ

4.1.2. Węzły, proste i płaszczyzny sieciowe

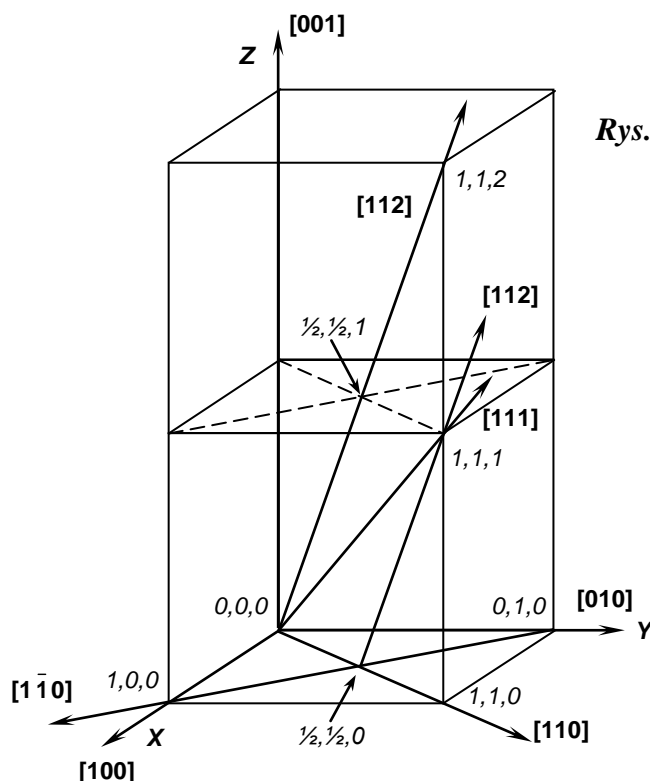
Sieć przestrzenna, złożona z periodycznie powtarzających się w przestrzeni punktów zwanych węzłami, opisuje charakterystyczne dla danego kryształu rozmieszczenie atomów. Określenie położenia węzłów, prostych i płaszczyzn w sieci przestrzennej oraz ich jednoznaczny zapis odpowiednimi symbolami ma podstawowe znaczenie we wszelkich rozważaniach krystalograficznych.

Opisanie położenia węzłów sieciowych związane jest z określeniem pozycji atomów w komórce elementarnej kryształu. Jest ona wyrażana w jednostkach odpowiadających długościom krawędzi komórki elementarnej, tzn. podstawowym periodom identyczności (parametrom sieci) a , b , c wzdłuż trzech nierównoległych osi x , y , z . Symbole węzłów sieciowych stanowią zatem współrzędne punktów w układzie określonym przez komórkę elementarną względem dowolnego punktu (węzła sieci) o współrzędnych $0,0,0$, przyjętego za początek układu (**rys. 4.3**).

Do jednoznacznego określenia prostych sieciowych (kierunków krystalograficznych) wprowadzono liczby u , v , w , które noszą nazwę wskaźników prostej (kierunku) i są liczbami całkowitymi, pierwszymi względem siebie. Wskaźniki prostej sieciowej ujmuje się w nawiasy kwadratowe $[uvw]$, jeżeli odnoszą się one do określonego zbioru prostych równoległych, natomiast wskaźniki ujemne oznacza się kreską (znakiem minus) stawianą nad wskaźnikiem.

Aby wyznaczyć wskaźniki danej prostej sieciowej, wystarczy znać współrzędne dwóch węzłów leżących na tej prostej. Jeżeli rozpatrywana prosta przechodzi przez początek

układu $0,0,0$ a współrzędne punktu najbliższego od początku układu u, v, w mają wartości całkowite to wskaźniki prostej sieciowej określa symbol $[uvw]$. Jeżeli oba węzły nie leżą na prostej przechodzącej przez początek układu, to jej wskaźniki uzyskuje się przez odejmowanie odpowiednich współrzędnych tych punktów i przedstawienie uzyskanych wartości w postaci liczb całkowitych, pierwszych względem siebie. Na przykład dwa punkty o współrzędnych $1,1,1$ i $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0$ wyznaczają prostą sieciową o wskaźnikach $[112]$, natomiast prosta przechodząca przez węzły o współrzędnych $1,0,0$ i $0,1,0$ posiada symbol $[1\bar{1}0]$ (rys. 4.3).

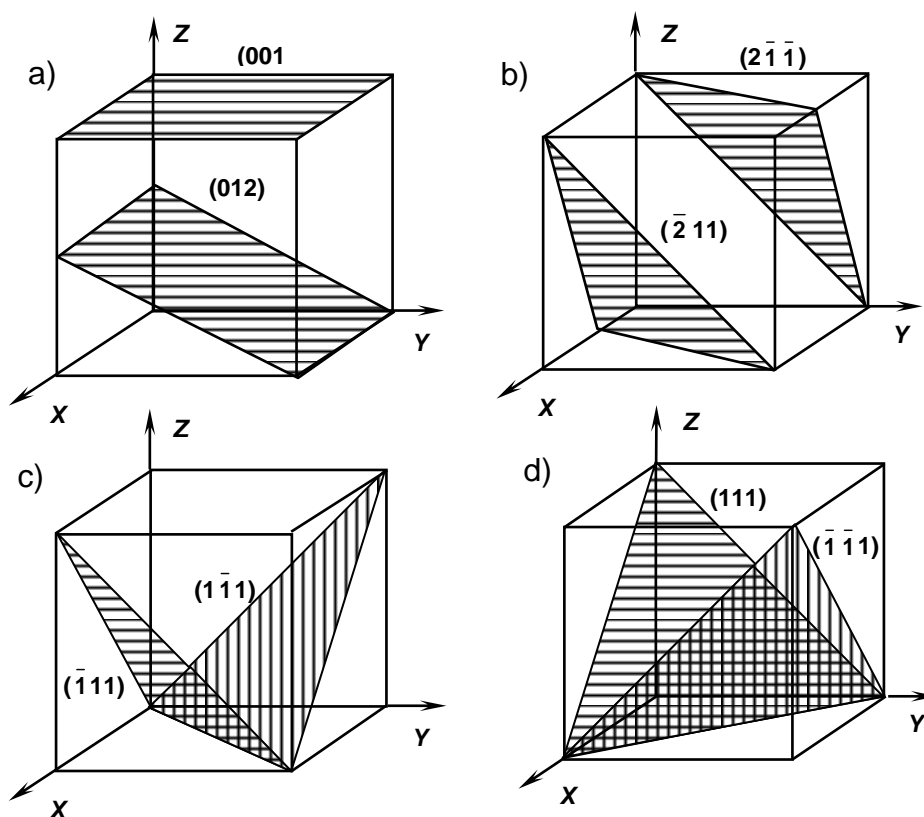


Rys. 4.3. Komórki elementarne z zaznaczonymi współrzędnymi wybranych węzłów sieciowych oraz przykładami wskaźnikowania prostych sieciowych w układzie regularnym

Zbiór prostych krystalograficznie równoważnych jest nazywany rodziną prostych i zapisywany jest w postaci symbolu $\langle uvw \rangle$. Na przykład rodzina prostych $\langle 100 \rangle$ obejmuje proste sieciowe $[100]$, $[010]$ i $[001]$ odpowiadające osiom x, y, z przyjętego układu współrzędnych (rys. 4.3).

Do oznaczenia płaszczyzn sieciowych również stosuje się liczby całkowite, pierwsze względem siebie, nazywane wskaźnikami Millera. Wskaźniki płaszczyzn sieciowych, które mają dowolną orientację w stosunku do osi układu współrzędnych, z wykluczeniem równoległości do którejkolwiek z osi, przedstawia się w postaci symbolu w nawiasach okrągłych (hkl) .

Wskaźniki h, k, l określają na ile części, płaszczyzna najbliższa od początku układu (jednak nie przechodząca przez punkt $0,0,0$) dzieli podstawowe periody identyczności a, b, c odpowiednich osi układu. Wskaźniki Millera stanowią zatem odwrotności odcinków odciętych na osiach układu przez rozpatrywaną płaszczyznę jeżeli długości tych odcinków są wyrażone za pomocą parametrów sieciowych a, b, c . Jeżeli płaszczyzna nie przecina którejś z osi układu, tzn. jest do niej równoległa, to dany wskaźnik Millera wynosi zero. Na przykład płaszczyzna o symbolu (012) jest równoległa do osi x (tzn. przecina ją w nieskończoności), oś y przecina w odległości b oraz oś z w odległości $\frac{1}{2}c$ od początku układu (rys. 4.4a). Odwrotności tych odcinków, które wynoszą odpowiednio $1/\infty$, $1/b$ i $1/(\frac{1}{2}c)$ dają wskaźniki płaszczyzny (012) .



Rys. 4.4. Przykłady wskaźnikowania płaszczyzn sieciowych w układzie regularnym

W przypadku gdy płaszczyzna przecina ujemną część danej osi, wtedy nad odpowiednim wskaźnikiem stawiana jest kreska oznaczająca znak minus. Na przykład płaszczyzna o symbolu $(\bar{2} 11)$ przecina oś x od strony ujemnej w odległości $\frac{1}{2}a$, z kolei płaszczyzna $(2\bar{1}\bar{1})$ przecina osie y i z od strony ujemnej w odległościach wynoszących odpowiednio b i c. Aby narysować płaszczyznę o symbolu zawierającym ujemne wskaźniki, posługując się tylko pojedynczą komórką elementarną, należy przesunąć początek układu o jeden period identyczności wzdłuż odpowiednich osi układu (**rys. 4.4b**).

Zbiór płaszczyzn sieciowych krystalograficznie równoważnych jest nazywany rodziną płaszczyzn i zapisywany jest w postaci symbolu $\{hkl\}$. Na przykład rodzina płaszczyzn $\{111\}$ obejmuje następujące płaszczyzny sieciowe: (111), $(\bar{1}11)$, $(1\bar{1}1)$ oraz $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ (**rys. 4.4.c i 4.4.d**).

4.1.3. Defekty struktury krystalicznej

Krystalografia zajmuje się opisem struktury idealnych kryształów. Natomiast kryształy rzeczywiste zawierają szereg defektów struktury (defektów sieci), które wywierają bardzo istotny wpływ na ich własności. Dlatego też poznanie defektów struktury krystalicznej, mechanizmów ich powstawania oraz wpływu na własności stanowi zagadnienie o podstawowym znaczeniu.

Defektami sieci nazywamy zaburzenia w periodycznym ułożeniu atomów i nie należy ich mylić z tzw. wadami materiałowymi (wtrącenia niemetaliczne, pęcherze gazowe, mikropęknięcia itp.). Spośród szeregu kryteriów podziału defektów sieciowych

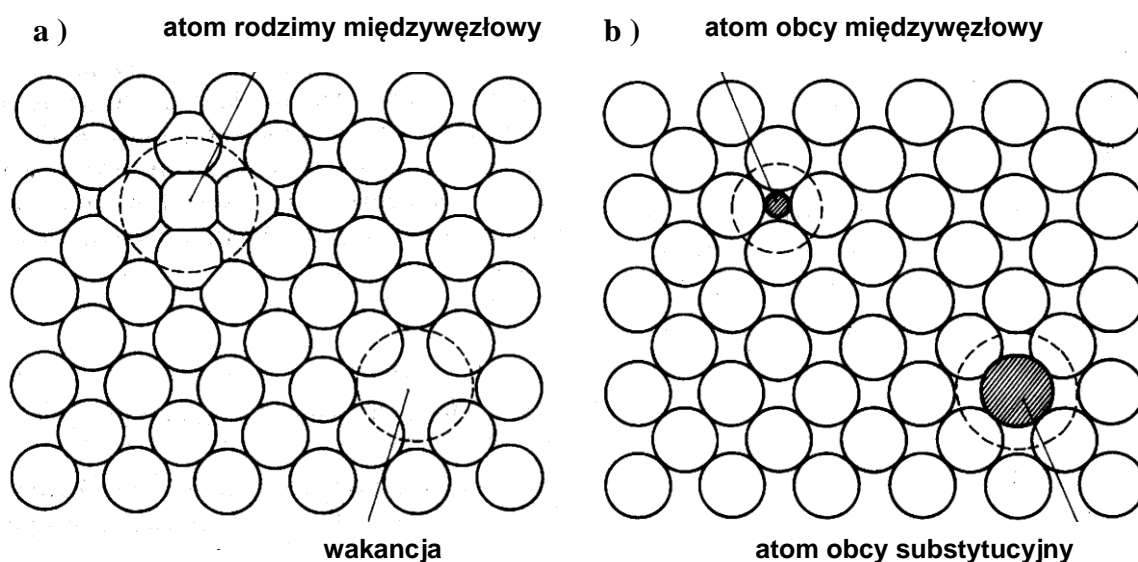
najczęstszym jest klasyfikacja w oparciu o kryterium geometryczne na defekty punktowe, liniowe i powierzchniowe.

4.1.3.1. Defekty punktowe

Defektami punktowymi nazywamy te wady sieciowe, których pozycja określana jest punktem (tzw. defekty zerowymiarowe). Defekty te powodują lokalne odkształcenie sprężyste sieci kryształu rozprzestrzeniające się sferycznie na niewielkie odległości. W praktyce oznacza to wychylenie atomów z ich położenia równowagowych, które zmniejsza się wraz z odległością od defektu (rys. 4.5a, b).

W przypadku struktur czystych pierwiastków metalicznych do podstawowych defektów punktowych zaliczamy :

- wakancje, które powstają w wyniku nie obsadzenia węzła sieci przez atom i stanowią puste miejsce w sieci krystalicznej co wywołuje lokalne hydrostatyczne naprężenia rozciągające (rys. 4.5a);
- atomy w położeniach międzywęzłowych, które powstają na drodze przemieszczenia atomu rodzimego z węzła sieci do pozycji międzywęzłowej, wywołując lokalne naprężenia ściskające bezpośrednio w pobliżu defektu (rys. 4.5a).



Rys. 4.5. Defekty punktowe powodujące lokalne zniekształcenie sprężyste sieci kryształu: (a) - wakancja i atom rodzimy w pozycji międzywęzłowej; (b) - atom obcy międzywęzłowy i atom obcy substytucyjny (podstawieniowy)

W przypadku struktur stopów metali występują dodatkowe defekty sieciowe związane z atomami pierwiastków stopowych, które również powodują lokalne zniekształcenie sprężyste sieci kryształu:

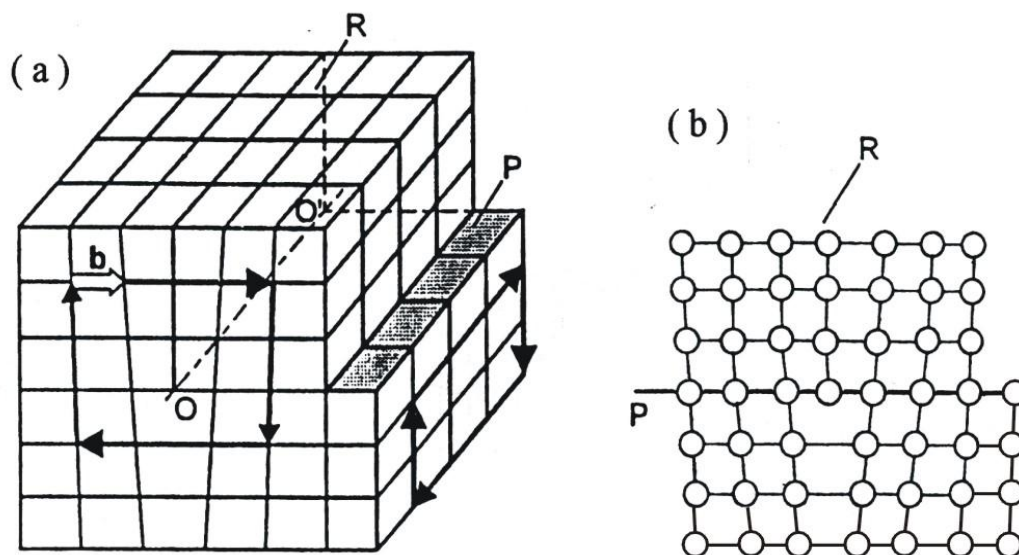
- atomy obce substytucyjne (podstawieniowe) o średnicy atomowej zbliżonej do średnicy atomów macierzystych, które znajdują się w węzłach sieci i zastępując atomy macierzyste tworzą roztwory stałe substytucyjne (rys. 4.5b);
- atomy obce międzywęzłowe o wielkościach znacznie mniejszych od atomów macierzystych, które rozmieszczone są w położeniach międzywęzłowych (tzw. lukach międzyatomowych) i tworzą roztwory stałe międzywęzłowe.

Oprócz wymienionych defektów sieciowych możliwe jest ponadto występowanie tzw. defektów złożonych, np.: atom domieszki związany z wakacją, podwójna wakacja lub ich skupisko, itp.

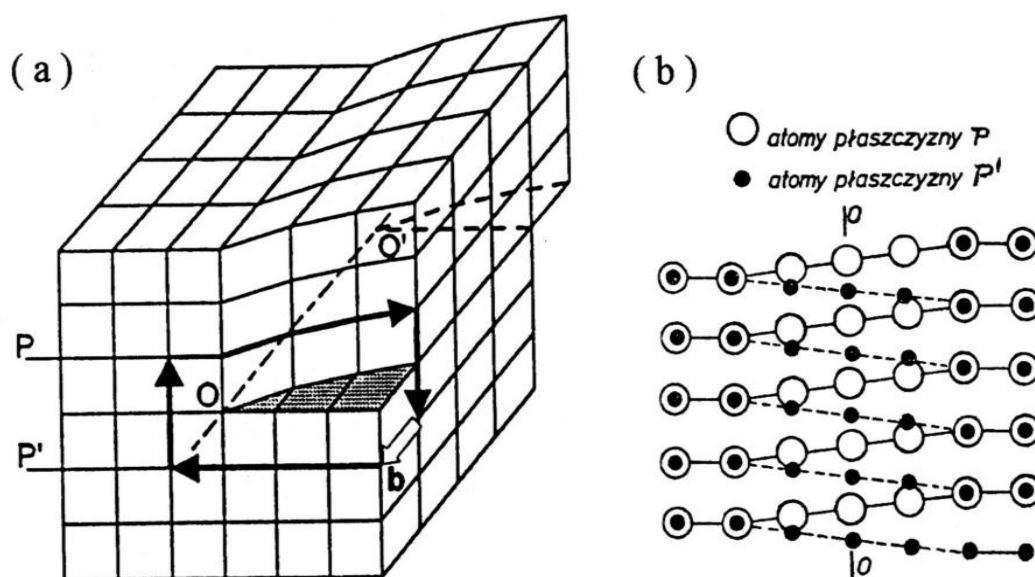
4.1.3.2. Defekty liniowe - dyslokacje

Defekty liniowe, określane zwykle mianem dyslokacji, posiadają jeden wymiar (długość) znacznie większy od pozostałych, ponieważ zaburzenie w periodycznym ułożeniu atomów dotyczy położenia tylko najbliższych atomów wokół linii dyslokacyjnej.

Aby w sposób uproszczony zobrazować zaburzenie struktury krystalicznej związane z dyslokacją należy dokonać „nacięcia” kryształu wzdłuż powierzchni zaznaczonych na **rys. 4.6a** i **4.7a**. Części kryształu powyżej płaszczyzny nacięcia przesuwamy względem części dolnej prostopadle (rys. 4.6a) lub równoległe (rys. 4.7a) do krawędzi nacięcia $O - O'$. Ponowne połączenie obu części kryształu pozwala uzyskać obraz dwóch granicznych typów dyslokacji jednostkowych.

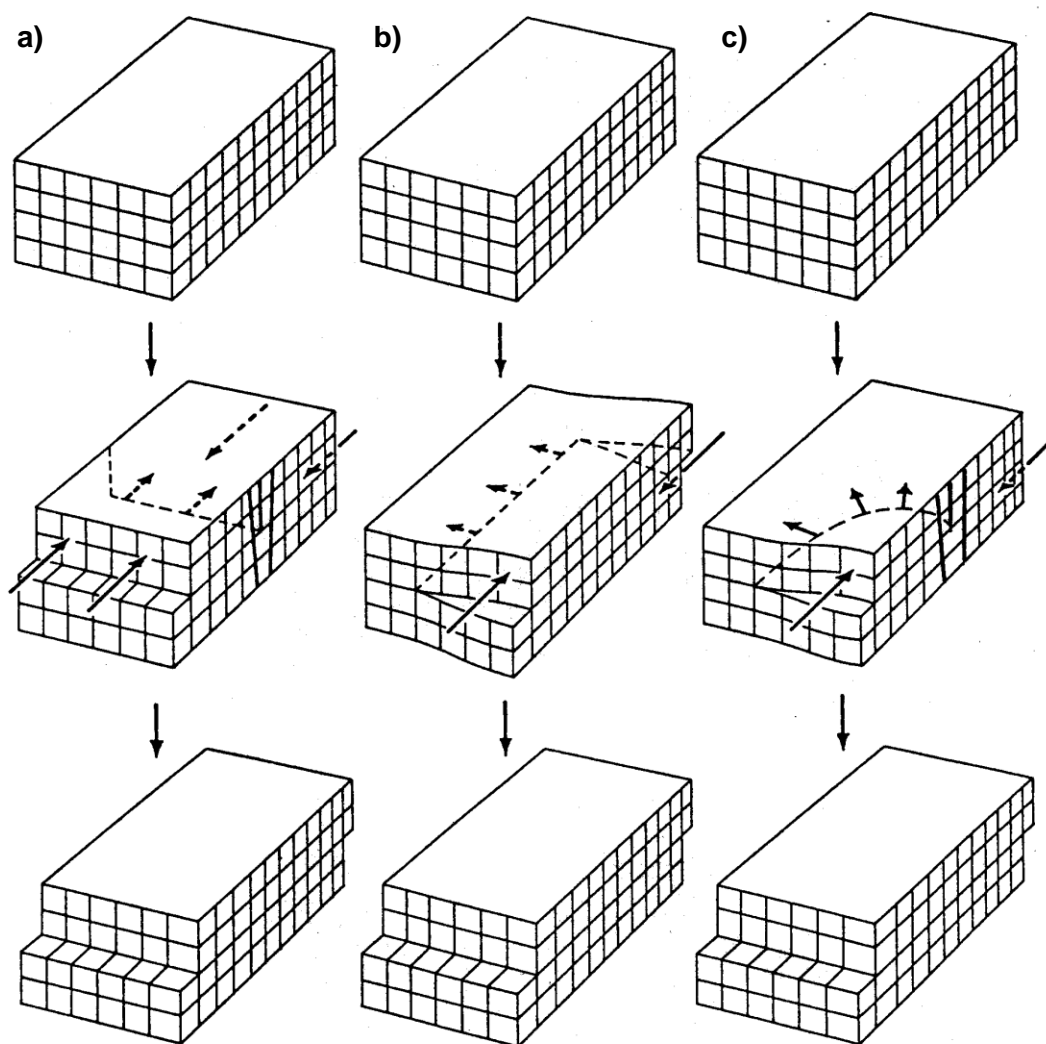


Rys. 4.6. Dyslokacja krawędziowa: (a) - schemat dyslokacji z wykreślonym konturem Burgersa; (b) - rozmieszczenie atomów w płaszczyźnie prostopadłej do linii dyslokacji



Rys. 4.7. Dyslokacja śrubowa: (a) - model dyslokacji z wykreślonym konturem Burgersa;
(b) rozmieszczenie atomów w płaszczyznach nad i pod linią dyslokacji

Jeżeli przesunięcie nastąpiło prostopadłe do krawędzi nacięcia ($O \div O'$) to otrzymany defekt nazywamy dyslokacją krawędziową (symbol \perp). Linią dyslokacji jest krawędź dodatkowej półpłaszczyzny atomowej kończącej się w kryształ (rys. 4.6b). Natomiast w przypadku przemieszczenia równoległego do krawędzi nacięcia ($O \div O'$) uzyskuje się dyslokację śrubową (symbol S). Płaszczyzny atomowe prostopadłe do linii dyslokacji układają się w taki sposób, że tworzą powierzchnię śruby (rys. 4.7b).



Rys. 4.8 Schemat ścicia fragmentu kryształu wskutek przejścia dyslokacji: a) linii dyslokacji krawędziowej; b) linii dyslokacji śrubowej; c) pętli dyslokacji mieszanej

Przedstawione rozumowanie umożliwia wyjaśnienie w prosty sposób pojęcia dyslokacji jako podstawowego czynnika umożliwiającego odkształcenie plastyczne. W każdym przypadku linia dyslokacji leży w określonej płaszczyźnie krystalograficznej (tzw. płaszczyźnie poślizgu). Linia ta oddziela obszar płaszczyzny poślizgu, w którym wystąpiło względne przemieszczenie górnej i dolnej części kryształu, od obszaru w którym to przemieszczenie jeszcze nie wystąpiło. Przejście dyslokacji wzdłuż płaszczyzny poślizgu

przez cały kryształ powoduje jego ścięcie a zatem zmianę kształtu czyli odkształcenie plastyczne (**rys. 4.8a÷c**).

Dla jednoznacznego opisu dyslokacji podaje się położenie linii dyslokacji wewnątrz kryształu i charakter wszystkich jej odcinków. Położenie każdego odcinka dyslokacji opisuje wektor \vec{t} styczny do linii dyslokacji, natomiast charakter każdego odcinka określa tzw. wektor Burgersa \vec{b} . Wektor Burgersa dla danej dyslokacji ma wartość stałą i charakteryzuje kierunek oraz wielkość przesunięcia atomów przy ruchu dyslokacji. Wektor ten można wyznaczyć zakreślając tzw. kontur Burgersa wokół linii dyslokacyjnej (**rys. 4.6a i 4.7a**). W przypadku dyslokacji krawędziowej wektor Burgersa jest prostopadły do kierunku linii dyslokacyjnej, $\vec{b} \perp \vec{t}$ (tzn. $\vec{b} \cdot \vec{t} = 0$). Oba wektory w sposób jednoznaczny wyznaczają płaszczyznę poślizgu dyslokacji krawędziowej. Dla dyslokacji śrubowej wektor Burgersa jest równoległy do linii dyslokacyjnej, $\vec{b} \parallel \vec{t}$ (tzn. $\vec{b} \times \vec{t} = 0$). Każda zmiana kierunku linii dyslokacji prowadzi do zmiany jej charakteru. W ogólnym przypadku wektor Burgersa tworzy dowolny kąt z linią dyslokacji, która ma wtedy charakter mieszany (tzw. dyslokacja mieszana).

4.1.3.3. Defekty powierzchniowe

Do defektów powierzchniowych zalicza się dwuwymiarowe defekty struktury krystalicznej, z których podstawowe znaczenie mają granice ziarn, granice międzyfazowe oraz błędy ułożenia.

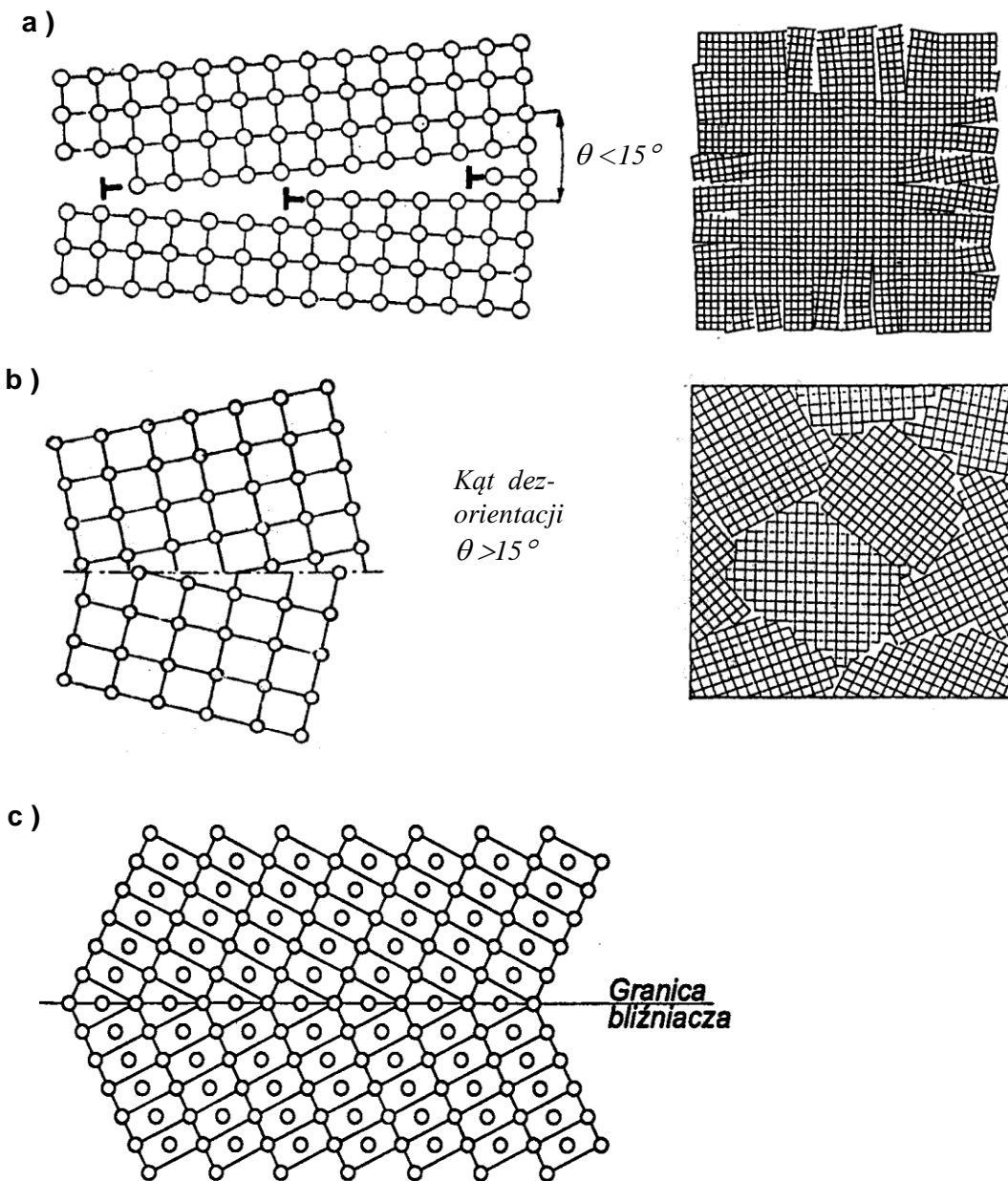
Jednofazowe materiały polikrystaliczne składają się zwykle z bardzo dużej liczby kryształów o tym samym składzie chemicznym i wielkości od 10 do 100 μm , które różnią się tylko orientacją przestrzenną sieci. Poszczególne kryształy określa się mianem ziarn a powierzchnie styku między nimi granicami ziarn.

Granice ziarn są strefami o szerokości 2 ÷ 3 średnic atomowych, w których występuje niedopasowanie atomowe struktury krystalicznej sąsiednich ziarn a zatem zakłócenie periodycznej budowy kryształu. W wyniku tego następują przesunięcia atomów z ich pozycji równowagi, tzn. położen o najniższej energii, zatem granice ziarn są miejscami o zwiększonej energii.

Pod względem budowy granice ziarn można podzielić na granice małego i dużego kąta co wynika ze stopnia dezorientacji sąsiednich kryształów. Granice małego kąta (**rys. 4.9a**), zwane także granicami podziarn, są powierzchniami styku dwóch kryształów o kącie dezorientacji sieci wynoszącym najwyżej kilkanaście stopni ($<15^\circ$). W tym przypadku niedopasowanie atomowe jest kompensowane występowaniem dyslokacji w granicach (tzw. dyslokacyjna struktura granic ziarn małego kąta). Ze wzrostem kąta dezorientacji rośnie niedopasowanie atomowe i powstają granice ziarn dużego kąta (**rys. 4.9b**). Ich szczególnym przypadkiem są tzw. granice bliźniacze (**rys. 4.9c**), które tworzą się przy ściśle określonej dezorientacji kryształitów, tak że granica jest symetrycznie nachylona do określonej płaszczyzny krystalograficznej w obu kryształach.

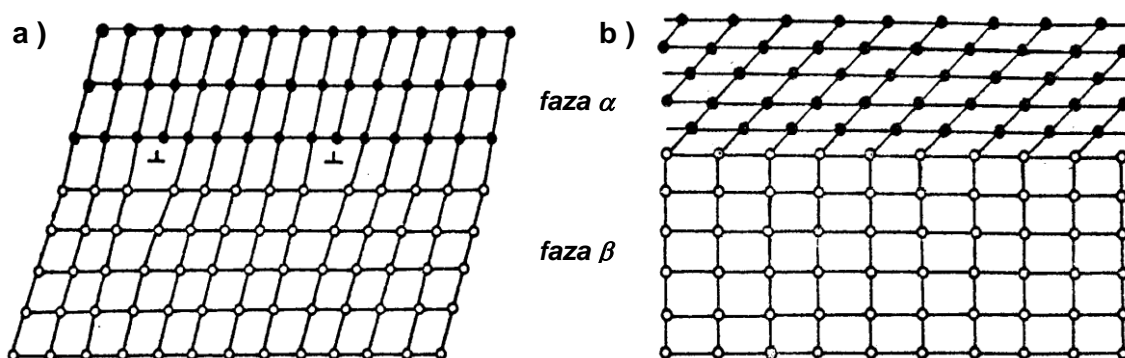
Granice międzyfazowe rozdzielają kryształy (ziarna) różnych faz a więc różniące się składem chemicznym. Jeżeli struktura krystaliczna i orientacja przestrzenna kryształów obu faz jest taka, że na granicy ich styku występuje pełna zgodność obu sieci krystalicznych (tzn. atomy na granicy międzyfazowej należą równocześnie do węzłów sieci obu kryształów) to utworzona granica międzyfazowa jest koherentna lub inaczej spójna (**rys. 4.10b**). W przypadku tylko nieznacznej różnicy w odległościach międzyatomowych na granicy styku obu faz powstałe niedopasowanie atomowe jest kompensowane przez dyslokacje i takie granice międzyfazowe noszą nazwę częściowo spójnych lub pół-koherentnych (**rys. 4.10a**). Natomiast w przypadku gdy na granicy rozdzielającej obie fazy występuje

całkowity brak zgodności w rozmieszczeniu atomów, to taka granica międzyfazowa jest granicą niekoherentną i ma budowę zbliżoną do granicy ziarn dużego kąta (patrz rys. 4.9b).

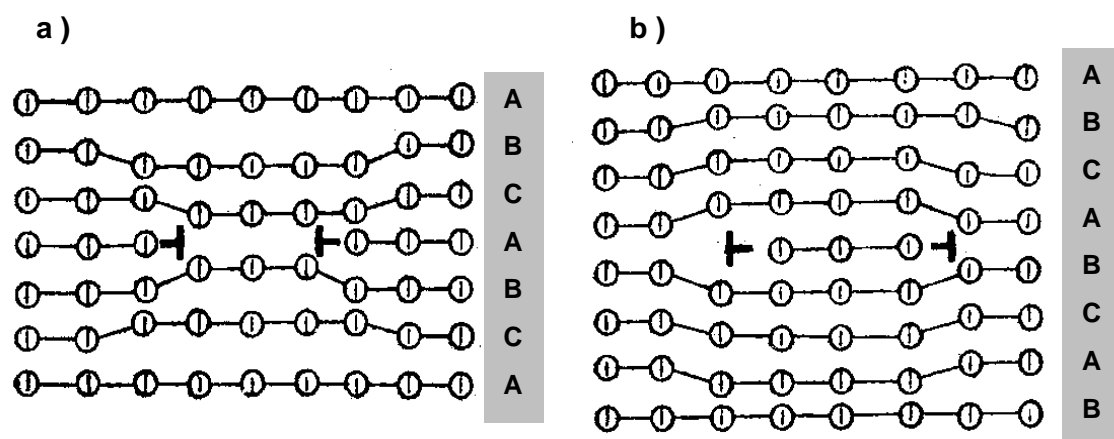


Rys. 4.9. Schematy dyslokacyjnej granicy ziarn małego kąta i podstruktury kryształu - (a); granicy ziarn dużego kąta i struktury polikrystalicznej - (b); oraz granicy bliźniaczej - (c)

Do defektów powierzchniowych zalicza się również tzw. błędy ułożenia. Można je zilustrować na przykładzie sieci regularnej ściennie centrowanej. W sieci RSC płaszczyzny najgęściej obsadzone atomami czyli płaszczyzny typu $\{111\}$ są ułożone w sekwencji ...ABCABCABC.... Jeżeli w tej sieci zostanie wprowadzone ułożenie płaszczyzn typowe dla sieci heksagonalnej zwartej, tzn. sekwencja ...ABABAB... płaszczyzn $\{0001\}$ o identycznym wypełnieniu atomami, to takie zaburzenie układu płaszczyzn nazywamy błędem ułożenia (rys. 4.11).



Rys. 4.10. Schemat przedstawiający granice międzyfazowe: a) częściowo spójną (lub inaczej pół-koherentną); b) granicę spójną (koherentną)



Rys. 4.11. Błędy ułożenia w kryształach o sieci regularnej ściennie centrowanej: a) brak fragmentu płaszczyzny sieciowej - błąd pojedynczy (zgodny), b) fragment dodatkowej płaszczyzny sieciowej - błąd podwójny (niezgodny)

Błąd ułożenia powstaje przez usunięcie lub wprowadzenie do określonego obszaru kryształu fragmentu gęsto obsadzonej warstwy atomowej. Usunięcie części warstwy atomowej prowadzi do utworzenia tzw. błędu zgodnego, określanego również jako pojedynczy błąd ułożenia (**rys. 4.11a**), natomiast wstawienie części warstwy atomowej prowadzi do powstania tzw. błędu niezgodnego lub inaczej podwójnego (**rys. 4.11b**). Błąd ułożenia jest zawsze oddzielony od reszty kryształu tzw. dyslokacją częściową tzn. dyslokacją o wektorze Burgersa mniejszym od wektora dyslokacji jednostkowej.

Zaburzenie sekwencji płaszczyzn sieciowych powoduje zwiększenie energii wewnętrznej kryształu. Wzrost energii na jednostkę powierzchni błędu jest to tzw. energia błędu ułożenia (EBU), która jest bardzo istotnym czynnikiem określającym mechanizm odkształcenia plastycznego metali i stopów.

4.2. Odształcenie plastyczne - zjawisko zgniotu

Odształcenie jest reakcją materiału na naprężenia powstałe w wyniku przyłożonych obciążeń zewnętrznych. Zachowanie sprężyste oznacza, że odkształcenie ma charakter przemijający, tzn. zanika po usunięciu obciążenia. Odształcenie to, nazywane sprężystym, opisuje prawo Hooke'a: $\sigma = E \cdot \varepsilon$ (gdzie: E - moduł Younga, σ - naprężenie, ε - odkształcenie) i charakteryzuje granica sprężystości (σ_{sp}). Dalszy wzrost naprężeń powoduje przekroczenie granicy plastyczności (σ_{pl}) co oznacza wejście materiału w stan plastyczny a w konsekwencji trwałą zmianę kształtu, która zależy od stopnia odkształcenia plastycznego.

Zgniotem nazywamy całość zmian własności fizycznych i mechanicznych metali i stopów, wywołanych odkształceniem plastycznym "na zimno", tzn. poniżej pewnej granicznej temperatury zwanej temperaturą rekrytalizacji (patrz rozdz. 4.3). Miarą wielkości zgniotu jest względne odkształcenie, które może być obliczone jako względna zmiana długości próbki (przy rozciąganiu lub ściskaniu):

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 \cdot 100\% \quad (4.1)$$

gdzie: Δl - zmiana długości, l_0 - długość początkowa lub jako względna zmiana przekroju próbki (np. podczas walcowania lub przeciągania):

$$\varepsilon = \Delta s / s_0 \cdot 100\% \quad (4.2)$$

gdzie: Δs - redukcja przekroju, s_0 - przekrój początkowy (względne odkształcenia ε są zwykle wyrażone w procentach).

Odształcenie plastyczne wywołuje w metalu bardzo istotne zmiany w strukturze krystalicznej. Wynikają one ze zwiększenia gęstości różnych defektów sieci, w tym przede wszystkim dyslokacji, których ruch umożliwia proces odkształcenia plastycznego. Przez gęstość dyslokacji należy rozumieć sumaryczną długość linii dyslokacyjnych w jednostce objętości kryształu (cm/cm^3). Stąd wymiarem gęstości dyslokacji jest cm^{-2} . W sposób istotny rośnie również gęstość defektów punktowych, głównie wakancji.

Wzrostowi gęstości defektów sieciowych towarzyszy zwiększenie energii wewnętrznej układu zwanej energią zmagazynowaną. Ilość tej energii zależy od szeregu czynników takich jak np.: skład chemiczny i fazowy materiału oraz temperatura i szybkość odkształcenia. Energia zmagazynowana może osiągnąć wartość ponad 10% całkowitej energii zużytej na odkształcenie. Tak więc materiał po odkształceniu plastycznym znajduje się w stanie tzw. równowagi metastabilnej.

4.2.1. Mechanizmy odkształcenia plastycznego

Odształcenie plastyczne zachodzi w metalach i stopach na drodze poślizgu oraz bliźniakowania, w obu przypadkach poprzez ruch dyslokacji. Miarą łatwości przemieszczania się dyslokacji jest tzw. naprężenie krytyczne (τ_{kr}^*), które jest cechą charakterystyczną każdego metalu. Jest to minimalne naprężenie styczne do płaszczyzny i kierunku poślizgu zdolne wywołać ruch dyslokacji a w rezultacie, względne przemieszczenia atomów znajdujących się pod i nad płaszczyzną poślizgu.

Podstawowym mechanizmem odkształcenia plastycznego jest poślizg dyslokacji. Obserwacje struktury odkształconych kryształów wskazują na to, że poślizg występuje w uprzywilejowanych płaszczyznach krystalograficznych, gęsto wypełnionych atomami i w kierunkach o najgęstszym ułożeniu atomów. Dzieje się tak dlatego, że w tych płaszczyznach i kierunkach są najmniejsze odległości między atomami a więc najmniejsze opory sieci dla ruchu dyslokacji oraz najmniejsze wektory Burgersa dyslokacji. Ponieważ

energia dyslokacji jest proporcjonalna do kwadratu wektora Burgersa ($E \sim |\bar{b}|^2$) stąd dyslokacje z wektorami równoległymi do kierunku najgęstszego ułożenia mają najmniejszą energię i w związku z tym są najbardziej prawdopodobne. Nie oznacza to, że w pewnych warunkach poślizg nie może nastąpić w płaszczyznach o mniej gęstym wypełnieniu atomami.

Płaszczyzny atomowe $\{hkl\}$ w danym typie sieci krystalicznej, w których najłatwiej uruchomić poślizg pod wpływem naprężeń stycznych nazywają się płaszczyznami łatwego poślizgu a kierunki $\langle uvw \rangle$ - kierunkami poślizgu. Są to zwykle płaszczyzny i kierunki, które mają niskie wskaźniki krystalograficzne. Kombinację płaszczyzny poślizgu i leżącego w niej kierunku poślizgu nazywamy systemem poślizgu $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ (**tabela 4.1**).

W strukturze regularnej ściennie centrowanej (RSC), płaszczyznami o największym z możliwych wypełnieniu atomami są płaszczyzny typu $\{111\}$. W każdej z czterech płaszczyzn typu $\{111\}$ są po trzy kierunki typu $\langle 110 \rangle$, wzdłuż których atomy stykają się ze sobą. Stąd w sieci RSC możliwych jest w sumie 12 systemów poślizgu i praktycznie nie obserwuje się zachodzenia poślizgu w płaszczyznach innych niż płaszczyzny typu $\{111\}$. Długość wektora Burgersa dyslokacji jednostkowych wynosi połowę przekątnej ściany komórki elementarnej ($|\bar{b}| = |a/2 \langle 110 \rangle| = a\sqrt{2}/2$).

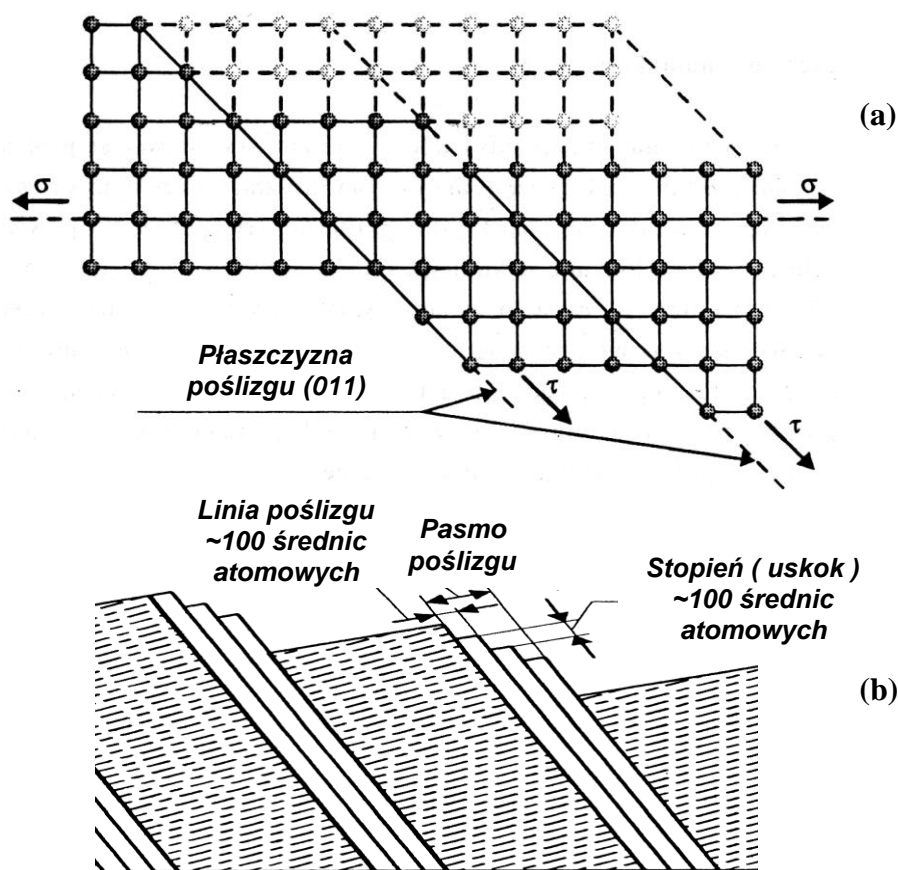
W strukturze regularnej przestrzenie centrowanej (RPC), nie ma płaszczyzn o największym z możliwych wypełnieniu atomami a najgęściej wypełnione są płaszczyzny typu $\{110\}$. W każdej z sześciu płaszczyzn typu $\{110\}$ są po dwa kierunki typu $\langle 111 \rangle$, wzdłuż których atomy stykają się ze sobą, co w sumie daje 12 systemów poślizgu. Niemniej w sieci RPC często obserwuje się zachodzenie poślizgu również wzdłuż płaszczyzn o wyższych wskaźnikach, np. $\{112\}$ lub $\{123\}$ w każdym przypadku wzdłuż kierunków typu $\langle 111 \rangle$. Długość wektora Burgersa dyslokacji jednostkowych wynosi połowę przekątnej sześcianu ($|\bar{b}| = |a/2 \langle 111 \rangle| = a\sqrt{3}/2$).

W strukturze heksagonalnej zwartej (HZ), płaszczyznami o maksymalnym wypełnieniu atomami są płaszczyzny typu $\{0001\}$. Ze względu na niską symetrię sieci istnieje tylko jedna płaszczyzna podstawy (0001) a w niej trzy kierunki typu $\langle 1120 \rangle$. Najbardziej prawdopodobny jest zatem poślizg w płaszczyźnie podstawy, który zachodzi poprzez ruch dyslokacji jednostkowych o wektorach Burgersa $\bar{b} = a/3 \langle 1120 \rangle$. W sieci HZ uruchomienie poślizgu w płaszczyźnie innej niż płaszczyzna podstawy jest trudne i zależy od ilorazu (c/a) oraz orientacji struktury kryształu względem przyłożonych naprężeń zewnętrznych.

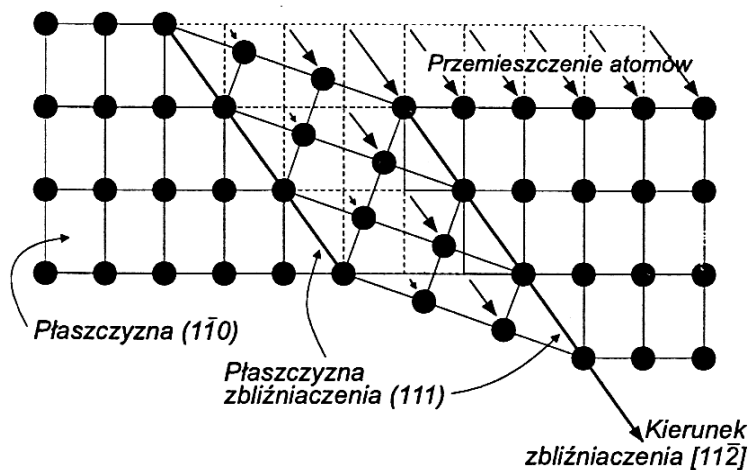
Uproszczony schemat mechanizmu odkształcenia plastycznego na drodze poślizgu dyslokacji jednostkowej w kryształach o strukturze RPC przedstawia **rys. 4.12a**.

Drugim obok poślizgu mechanizmem odkształcenia jest tzw. bliźniakowanie mechaniczne, które można określić jako nagły proces poślizgu zachodzący w niewielkim obszarze struktury, ściśle ograniczonym przez granice bliźniacze.

Największą rolę odgrywa bliźniakowanie przy odkształceniu metali o sieci heksagonalnej zwłaszcza wtedy, gdy ich orientacja względem przyłożonych naprężeń jest niekorzystna dla poślizgu w płaszczyźnie podstawy (0001). Odształcenie na drodze bliźniakowania może również zachodzić w metalach i stopach o sieciach RSC i RPC a sprzyja temu niska temperatura i duża prędkość odkształcenia oraz niska wartość energii błędu ułożenia (EBU).



Rys. 4.12. Schematy mechanizmu odkształcenia plastycznego a) poprzez poślizg dyslokacji jednostkowej w sieci RPC oraz b) tworzenia się linii i pasm poślizgu na powierzchni kryształu podczas odkształcenia plastycznego na zimno



Rys. 4.13. Schemat mechanizmu odkształcenia plastycznego na drodze bliźniakowania w strukturze RSC poprzez ruch dyslokacji częściowej po kolejnych płaszczyznach (111) równoległych do granicy bliźniaczej

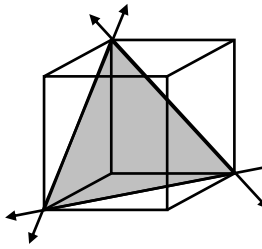
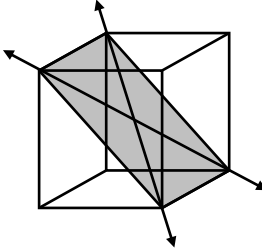
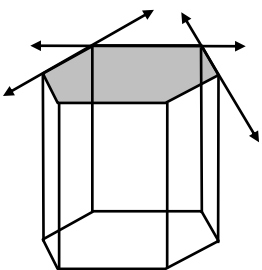
Tworzenie się bliźniaka odkształcenia w sieci RSC przedstawia schemat na **rys. 4.13**. Względne przemieszczenie atomów podczas bliźniakowania następuje tylko o ułamek odległości międzyatomowej w kierunku równoległym do $[11\bar{2}]$ w płaszczyźnie (111).

Wielkość przemieszczenia kolejnych warstw atomowych zwiększa się proporcjonalnie do ich odległości od tzw. płaszczyzny zbliźniczenia (111). Utworzenie bliźniaka następuje poprzez ruch tzw. dyslokacji częściowej (o wektorze Burgersa mniejszym od wektora dyslokacji jednostkowej) po kolejnych płaszczyznach atomowych (111) równoległych do granicy bliźniaczej.

Należy podkreślić, że istnieją dwie podstawowe różnice pomiędzy odkształceniem przez poślizg i bliźniakowanie (patrz rys. 4.12a i 4.13):

- podczas poślizgu orientacja wzajemnie przemieszczających się części kryształu nie ulega zmianie, natomiast po utworzeniu bliźniaka jego orientacja jest różna od orientacji osnowy;
- przy poślizgu przemieszczenie atomów zachodzi w jednej płaszczyźnie, natomiast podczas bliźniakowania w kolejnych płaszczyznach równoległych do płaszczyzny bliźniaczej.

Tabela 4.1. Systemy poślizgu w kryształach o sieci regularnej ściennie centrowanej, regularnej przestrzennie centrowanej oraz heksagonalnej zwartej

Sieć krystalograficzna	Płaszczyzna i kierunek poślizgu	Wektor Burgersa (długość)	Liczba systemów poślizgu	Geometria komórki elementarnej	Przykłady metali
RSC	$\{111\}$ $\langle 110 \rangle$	$\bar{b} = a/2 \langle 110 \rangle$ $ \bar{b} = a\sqrt{2}/2$	4 pł. x 3 kier. 12 systemów poślizgu		Cu, Al, Ni, Ag, Au, Pt, Fe _γ
RPC	$\{110\}^*$ $\langle 111 \rangle$	$\bar{b} = a/2 \langle 111 \rangle$ $ \bar{b} = a\sqrt{3}/2$	6 pł. x 2 kier. 12 systemów poślizgu		Fe _α , Mo, W, V, Cr
HZ	$(0001)^{**}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\bar{b} = a/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ $ \bar{b} = a$	1 pł. x 3 kier. 3 systemy poślizgu		Ti _α , Zn, Mg, Cd, Co
(*) - w metalach i stopach o sieci RPC poślizg może zachodzić ponadto w płaszczyznach typu $\{112\}$ i $\{123\}$					
(**) - w metalach o sieci HZ dla $c/a < 1,633$ płaszczyznami poślizgu mogą być $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ lub $\{11\bar{2}2\}$					

4.2.2. Struktura materiału odkształconego

Struktura po odkształceniu zależy w istotny sposób od budowy krystalicznej oraz energii błędu ułożenia (EBU) metalu lub stopu oraz temperatury i sposobu wykonania przeróbki plastycznej.

W przypadku przeróbki plastycznej "na zimno" (patrz rozdz. 4.3) pewna część energii (około 10%) zostaje zmagazynowana w materiale powodując wzrost jego energii wewnętrznej. Energia magazynowana jest głównie w polach odkształceń wokół dyslokacji, których gęstość wzrasta od ok. $10^5 \div 10^6 \text{ cm}^{-2}$ w materiale wyżarzonym do ok. 10^{12} cm^{-2} po bardzo dużych odkształceniach. Wzrost gęstości dyslokacji powoduje zwiększenie liczby oddziaływań pomiędzy nimi i coraz częstsze wzajemne blokowanie się dyslokacji przemieszczających się przez kryształ. Prowadzi to do tzw. umocnienia odkształceniowego. Przeszkodami dla ruchu dyslokacji są również granice wewnętrzne w postaci granic ziarn i granic międzyfazowych. Im drobniejsze ziarna tym więcej przeszkód na drodze ruchu dyslokacji a w konsekwencji szybsze umocnienie. Podobnie bliźniaki odkształcenia tworzące się w niektórych metalach oraz stopach o niskiej EBU prowadzą do znacznego rozdrobnienia struktury a następnie silnego umocnienia materiału. W miejscach przecięć bliźniaków odkształcenia oraz ich styku z granicami ziarn występują silne zmiany orientacji struktury i lokalnie wysokie naprężenia wewnętrzne (miejscza o podwyższonej energii).

W materiałach o większej EBU dyslokacje tworzą początkowo nieregularne sploty, które łącząc się tworzą ścianki dyslokacyjne rozdzielające obszary o względnie niskiej gęstości dyslokacji (tzw. struktura komórkowa). Ze wzrostem odkształcenia zwiększa się gęstość dyslokacji w ściankach komórek oraz zmniejsza się ich średnia wielkość przy jednoczesnym wydłużeniu w kierunku płynięcia plastycznego (**rys. 4.14 a ÷ d**).

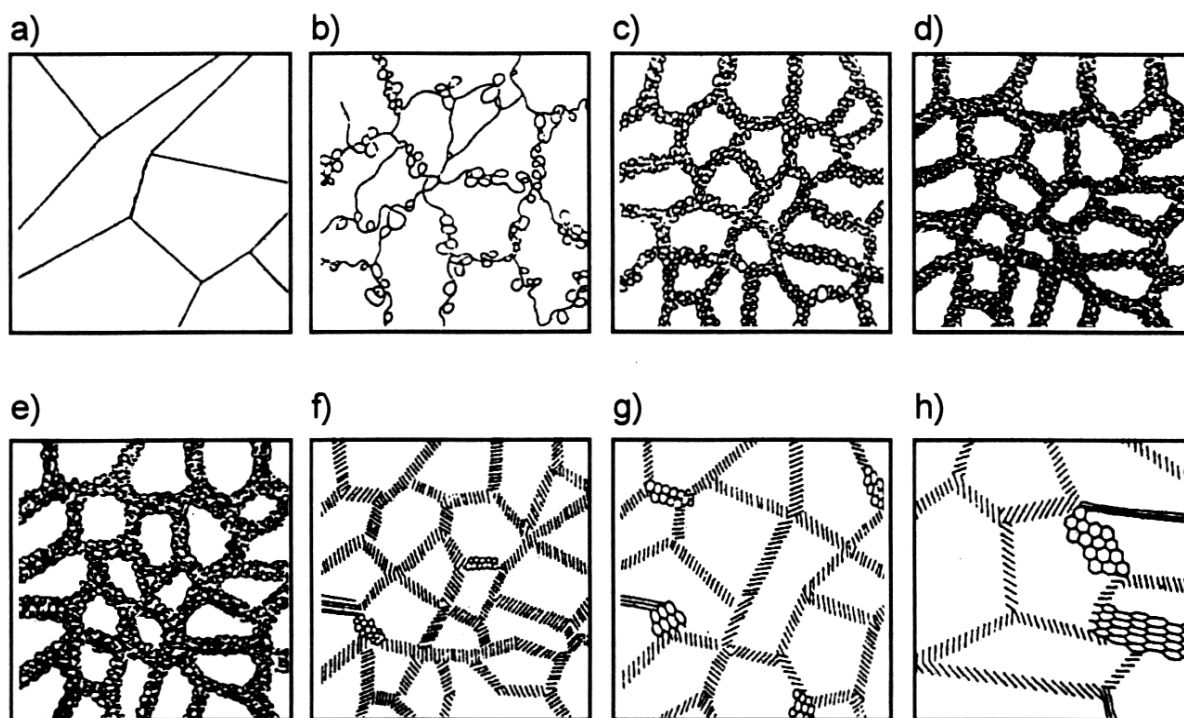
W podobny sposób następuje zmiana kształtu ziarn a tym samym całkowita zmiana kształtu przerabianego plastycznie materiału polikrystalicznego.

W trakcie procesu odkształcenia plastycznego w strukturze metali i stopów obserwowane jest tworzenie się linii i pasm poślizgu a następnie pasm przejściowych. Końcowym przejawem strukturalnym procesu odkształcenia plastycznego jest występowanie tzw. pasm ścinania.

W wyniku poślizgu dyslokacji, przemieszczeniu ulegają warstwy kryształu oddalone od siebie o około $10 \div 1000$ średnic atomowych, co powoduje pojawienie się tzw. linii poślizgu. Dalsze odkształcenie plastyczne jest związane z powstawaniem następnych linii poślizgu wzdłuż kolejnych warstw atomowych. Zespoły złożone z kilku do kilkunastu równoległych linii poślizgu, oddalonych od siebie nie więcej niż około 100 średnic atomowych, stanowią tzw. pasma poślizgu (**rys. 4.12 b**).

Pasma przejściowe rozdzielają części ziarna, w których działały różne systemy poślizgu. Obszary te wykazują w związku z tym odmienny kierunek linii oraz pasm poślizgu. Działanie różnych systemów poślizgu w ramach tego samego ziarna spowodowane jest przede wszystkim koniecznością dopasowania kształtu sąsiadujących ze sobą ziaren tak aby zachowana została ciągłość materiału przez granice. Pasma przejściowe charakteryzują się rosnącymi zmianami orientacji ze wzrostem odkształcenia a po dużych odkształceniach zbliżone są wyglądem do granic wydłużonych ziarn.

Z kolei pasma ścinania występują na ogół w zakresie dużych odkształceń i są wynikiem dużego zlokalizowanego płynięcia plastycznego. Tworzenie się pasm ścinania związane jest z lawinowym poślizgiem dyslokacji przebiegającym przez wiele ziarn a często przez cały przekrój materiału polikrystalicznego. Pasma ścinania oraz miejsca przecięć pasm z granicami ziarn są obszarami o lokalnie bardzo podwyższonej energii.



Rys. 4.14. Schematy zmian struktury dyslokacyjnej w metalu o dużej EBU w trakcie: (a÷d) - odkształcenia plastycznego na zimno; (e÷ h) - zdrowienia statycznego podczas wyżarzania po odkształceniu na zimno; (a) - pojedyncze dyslokacje w materiale nieodkształconym; (b) - sploty o małej gęstości dyslokacji; (c÷ e) - struktura komórkowa po odkształceniu na zimno; (g, h) - struktura podziarn po zdrowieniu wysokotemperaturowym

4.3. Przemiany podczas wyżarzania po odkształceniu

Technologie wytwarzania większości wyrobów z materiałów metalicznych obejmują przeróbkę plastyczną "na zimno" lub "na gorąco". Umowna temperatura odgraniczająca te dwa rodzaje odkształcenia nazywa się temperaturą rekrytalizacji (T_r) i wynosi około $0,4 T_t$ (gdzie: T_t - temperatura topnienia w stopniach K).

W wyniku odkształcenia plastycznego "na zimno" (tzn. poniżej temperatury rekrytalizacji) materiał ulega umocnieniu, które uniemożliwia osiąganie dużych odkształceń. Wytworzona mikrostruktura jest silnie zdefektowana a stan ten jest określany mianem stanu równowagi nietrwałej (metastabilnej). Aby umożliwić dalszą przeróbkę plastyczną konieczne jest przeprowadzenie tzw. wyżarzania rekrytalizującego. W czasie rekrytalizacji dochodzi do odbudowy struktury poprzez tworzenie się nowych nieodkształconych ziarn. Zmiany struktury, podczas wyżarzania materiału odkształconego, zachodzą zwykle w trzech kolejnych etapach: zdrowienia, rekrytalizacji i rozrostu ziarn.

W przypadku natomiast przeróbki plastycznej "na gorąco", rekrytalizacja czyli odbudowa struktury następuje niemal natychmiast ze względu na wysoką temperaturę procesu odkształcenia.

4.3.1. Procesy zdrowienia

Zdrowienie jest etapem przemian zachodzących podczas nagrzewania lub wygrzewania materiału odkształconego plastycznie w zakresie temperatur poniżej temperatury rekrytalizacji.

W pierwszej kolejności w strukturze następuje istotne zmniejszenie koncentracji defektów punktowych (wakancji i atomów w pozycjach międzywęzłowych) poprzez ich dyfuzję i anihilację.

Przy nieco wyższych temperaturach możliwa jest częściowa anihilacja dyslokacji przeciwnych znaków oraz przegrupowania dyslokacji prowadzące do lokalnych zmian w ich przestrzennym rozmieszczeniu. Procesy te zachodzą przy udziale wspinania dyslokacji (ruch kontrolowany dyfuzyjnie) i sił oddziaływania pomiędzy dyslokacjami. Podczas zdrowienia dyslokacje tworzą konfiguracje przestrzenne o znacznie mniejszej energii w porównaniu z energią dyslokacji rozmieszczonych chaotycznie. Początkowo powstaje komórkowa struktura dyslokacyjna o malejącej z upływem czasu wygrzewania gęstości dyslokacji w splotach wewnątrz komórek, która następnie przekształca się w strukturę podziarn z dyslokacyjnymi granicami małego kąta (**rys. 4.14 e÷h**). Proces kształtowania się podziarn określany jest mianem poligonizacji (tzw. zdrowienie wysoko-temperaturowe). Zmiany strukturalne zachodzące na etapie zdrowienia nie prowadzą do tworzenia się oraz migracji tzw. frontów rekrytalizacji.

Spadek koncentracji defektów punktowych, zmniejszenie gęstości i pewne uporządkowanie dyslokacji, powodują odnowienie takich własności fizycznych jak przewodność elektryczna, przenikalność i podatność magnetyczna. Jednoczesne zmniejszenie naprężeń wewnętrznych powoduje uwolnienie części energii zmagazynowanej podczas odkształcenia plastycznego.

4.3.2. Rekrytalizacja

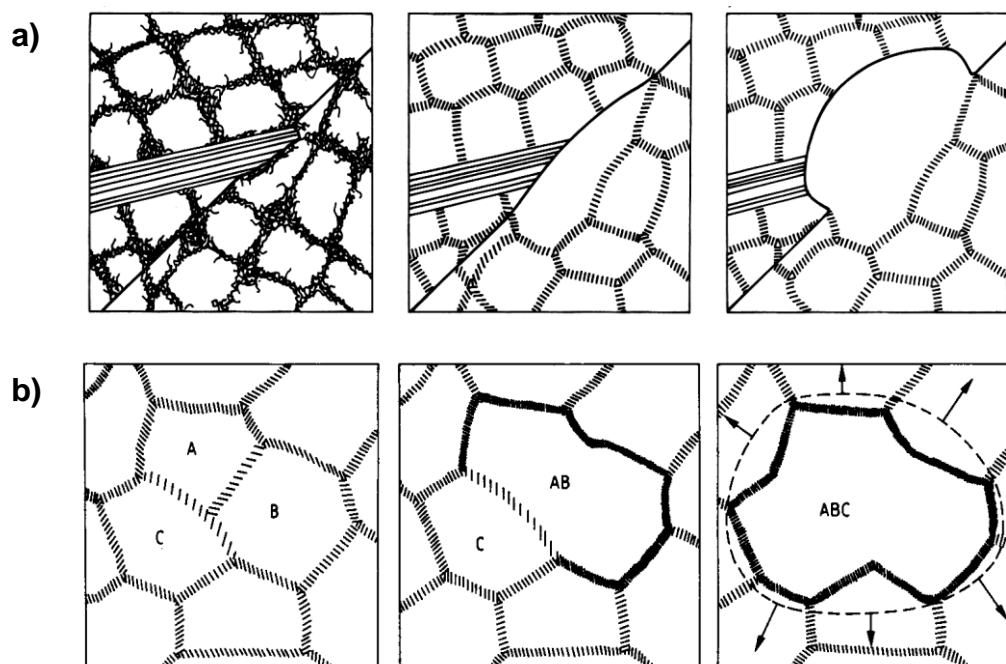
Rekrytalizacja (pierwotna) jest procesem zasadniczo różniącym się od zdrowienia, gdyż na tym etapie tworzą się nowe nieodkształcone ziarna drogą powstawania zarodków i ich wzrostu.

Zarodkowanie polega na tworzeniu się małych obszarów o niemal doskonałej strukturze krystalicznej, zdolnych do ciągłego wzrostu kosztem odkształconej osnowy. Mechanizmy tworzenia zarodków zależą od wielu czynników takich jak struktura materiału po odkształceniu, wielkość energii zmagazynowanej oraz temperatura wyżarzania rekrytalizującego. Do podstawowych mechanizmów należy zaliczyć zarodkowanie poprzez migrację granic ziarn pierwotnych oraz zarodkowanie na drodze wzrostu podziarn poprzez ich koalescencję lub migrację granic podziarn (**rys. 4.15a, b**).

Zarodki tworzą się lokalnie w miejscach o podwyższonej energii tzn. na granicach ziarn, w miejscach przecięć bliźniaków odkształcenia, w pasmach ścinania, itp.

Rozrost zarodków związany jest z migracją szeroko-kątowych granic ziarn, zwanych również frontami rekrytalizacji. Siłą pędną migracji frontów jest różnica energii zmagazynowanej podczas procesu odkształcenia w stosunku do energii materiału wyżarzonego. Wynika ona z różnicy gęstości dyslokacji w objętości zrekrystalizowanej i w osnowie odkształconej plastycznie. Na migrujących frontach rekrytalizacji występuje gwałtowne zmniejszenie gęstości dyslokacji.

W momencie kiedy nowe nieodkształcone ziarna zetkną się wzajemnie i odkształcona osnowa zostanie wyczerpana, rekrytalizacja pierwotna jest zakończona.



Rys. 4.15. Schematy mechanizmów zarodkowania podczas rekrytalizacji: (a) - poprzez migrację odcinków szerokokątowych granic ziarn pierwotnych; (b) - przez koalescencję i wzrost podziarn

4.3.2.1. Temperatura rekrytalizacji i odkształcenie krytyczne

Proces rekrytalizacji zachodzi przy temperaturach wyższych niż zdrowienie, to znaczy powyżej tzw. temperatury rekrytalizacji (T_r).

Temperatura rekrytalizacji jest pojęciem umownym i nie może być jednoznacznie określona gdyż zależy od wielu czynników, takich jak: temperatura topnienia (T_l) i czystość metalu lub skład stopu oraz wartość energii zgmagazynowanej w trakcie procesu odkształcenia, czas wyżarzania, itp. Relacja pomiędzy temperaturami topnienia (T_l) i rekrytalizacji (T_r) dla metali o czystości technicznej jest wyrażona wzorem: $T_r = 0,4 T_l [K]$ W rzeczywistości iloraz (T_r/T_l) waha się w granicach $0,3 \div 0,6$ a dla stopów i materiałów złożonych do ok. $0,8$ natomiast w przypadku bardzo czystych metali przyjmuje wartości w granicach $0,1 \div 0,2$.

Ze wzrostem wartości energii zgmagazynowanej następuje obniżenie temperatury rekrytalizacji. Czynniki, które wywołują ten wzrost energii wewnętrznej to zwiększenie stopnia zgniotu i szybkości odkształcenia, obniżenie temperatury odkształcenia oraz zmniejszenie wyjściowej wielkości ziarna.

Im niższa jest temperatura wyżarzania rekrytalizującego, tym dłuższy jest czas konieczny do zrekrystalizowania określonego ułamka objętości materiału odkształconego. Kinetykę procesu rekrytalizacji ilustrują tzw. krzywe S a średnią objętościową szybkość rekrytalizacji określa wzór :

$$1/t_r = A \exp(-Q_r/RT) \quad (4.3)$$

gdzie: t_r - czas rekrytalizacji, Q_r - energia aktywacji, R - stała gazowa, T - temperatura wyżarzania.

Proces rekrytalizacji rozpoczyna się dopiero po pewnym określonym czasie (τ_0) zwanym okresem inkubacyjnym, po którym zaczynają lokalnie powstawać zarodki nowych ziarn

w miejscach o podwyższonej energii. Szybkość rekrytalizacji uzależniona jest od dwóch niezależnych procesów: szybkości tworzenia zarodków (v_z) oraz szybkości ich wzrostu (v_w).

Jeżeli szybkość tworzenia zarodków jest duża a ich wzrost powolny to powstaje drobne ziarno i na odwrót.

Przy małym stopniu zgniotu szybkość zarodkowania spada niemal do zera. Dopiero po pewnym minimalnym odkształceniu, zwanym zgniotem krytycznym, powstaje niewielka liczba zarodków, co prowadzi do utworzenia struktury gruboziarnistej. Dla różnych metali zgniot krytyczny mieści się w zakresie 3÷10 % odkształcenia.

4.3.2.2. Rozrost ziarn i rekrytalizacja wtórna

Rozrost ziarn jest procesem strukturalnym, który zachodzi podczas wyżarzania materiału po zakończeniu rekrytalizacji pierwotnej, tj. od momentu wyczerpania zdeformowanej osnowy i zetknięcia się zrekrystalizowanych ziarn.

Utworzona po rekrytalizacji pierwotnej drobnoziarnista struktura jest wolna od naprężeń i ma wyraźnie mniejszą energię niż w stanie odkształconym plastycznie. Znaczna ilość energii zawarta jest jednak nadal w granicach ziarn co powoduje, że przedłużenie wygrzewania po zakończeniu rekrytalizacji pierwotnej prowadzi do dalszego zmniejszania energii układu.

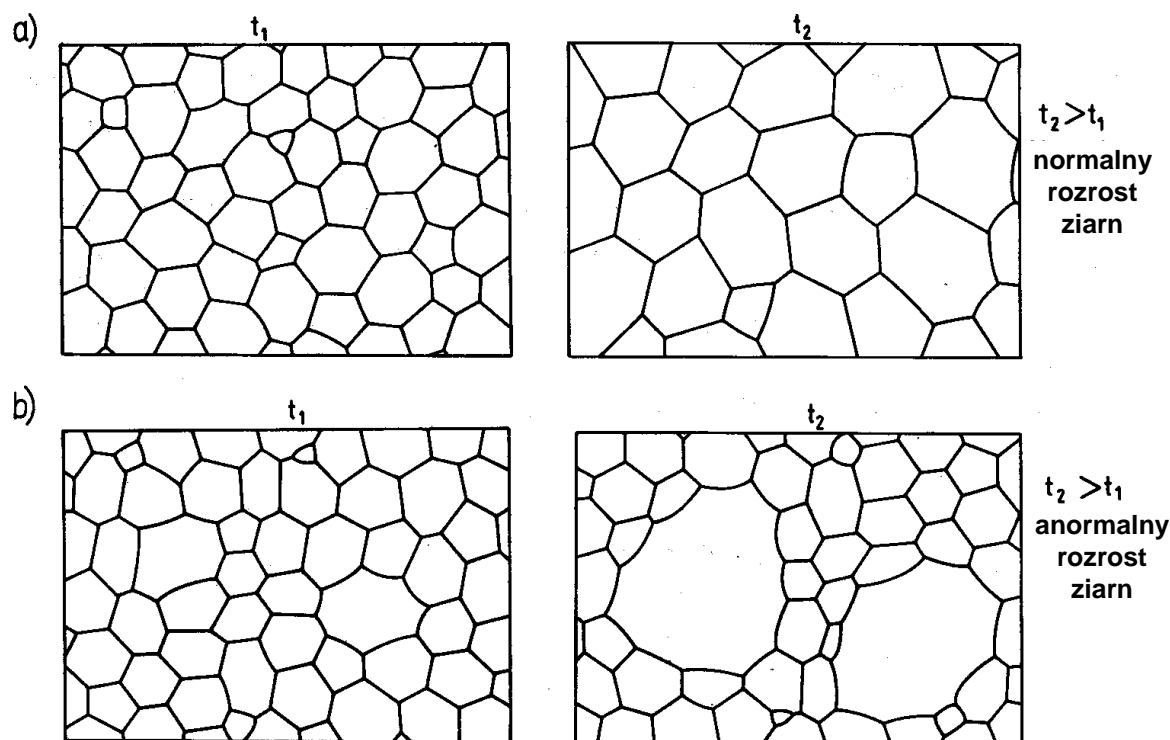
Ogólnie, siłą pędą rozrostu ziarn jest dążenie do obniżenia energii powierzchniowej granic ziarn poprzez wzrost przeciętnej wielkości nowo utworzonych ziarn z czasem. Wyróżnia się następujące dwa rodzaje przebiegu tego procesu :

a) normalny rozrost ziarn, który polega na ciągłym wzroście ziarn w taki sposób, że ich wielkość rośnie jednakowo w całej objętości materiału. Kształt ziarn oraz rozkład ich wielkości zostają zachowane, lecz krzywa rozkładu przesuwa się w kierunku większych wielkości ziarna (**rys. 4.16a**);

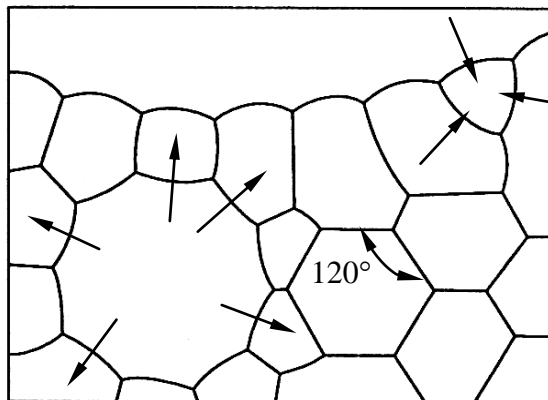
b) anormalny (nieciągły) rozrost ziarn, zwany również rekrytalizacją wtórną, polega na wzroście niewielkiej liczby dużych ziarn kosztem ziarn pozostałych, których wielkość prawie nie ulega zmianie (**rys. 4.16b**).

Rozrost ziarn rozpoczyna się natychmiast po zakończeniu rekrytalizacji pierwotnej natomiast rekrytalizacja wtórna dopiero po pewnym czasie, który jest konieczny do selektywnego rozrostu tylko niektórych ziarn do wielkości odpowiednio większej od ziaren sąsiednich.

W metalach i stopach jednofazowych energie granic ziaren są zbliżone i liczbowo równe napięciu powierzchniowemu. Normalny rozrost ziaren jest wynikiem dążenia układu do wystąpienia równowagi napięć powierzchniowych granic ziarn na krawędziach i w narożach ziarn. Ma to miejsce wtedy, kiedy kąt pomiędzy granicami trzech stykających się ziarn wynosi 120° , a więc jeśli ziarna mają w przekroju postać sześciokąta foremego (**rys. 4.17**). Spełnienie tego warunku w ziarnach o liczbie boków mniejszej od sześciu wymaga utworzenia granic wypukłych, na które działa siła w kierunku środka ich krzywizny dążąca do zmniejszenia powierzchni granicy (rys. 4.17). W rezultacie następuje przemieszczenie granicy dające kąt 120° w obu narożach stykających się ziarn. Z kolei ziarna o dużej liczbie boków, tzn. większej niż sześć, mają granice wklęsłe (rys. 4.16b i 4.17). Dążenie układu do zmniejszenia powierzchni granic ziarn powoduje, że ziarna duże rosną natomiast mniejsze maleją i są pochłaniane przez ziarna sąsiednie.



Rys. 4.16. Schematy obrazujące a) normalny rozrost ziaren oraz b) rozrost ziarn anormalny zwany rekrytalizacją wtórną



Rys. 4.17. Kształty ziarn wynikające z równowagi napięć powierzchniowych granic w zależności od liczby boków na przekroju ziarna.

Zmiany wielkości ziarna z czasem przy stałej temperaturze opisuje zależność:

$$D^2 - D_0^2 = k t \quad (4.4)$$

gdzie: D_0 - początkowa wielkość ziarna, D - średnia wielkość ziarna po czasie t , k - stała. Jeżeli $D \gg D_0$ to powyższe równanie sprowadza się do postaci :

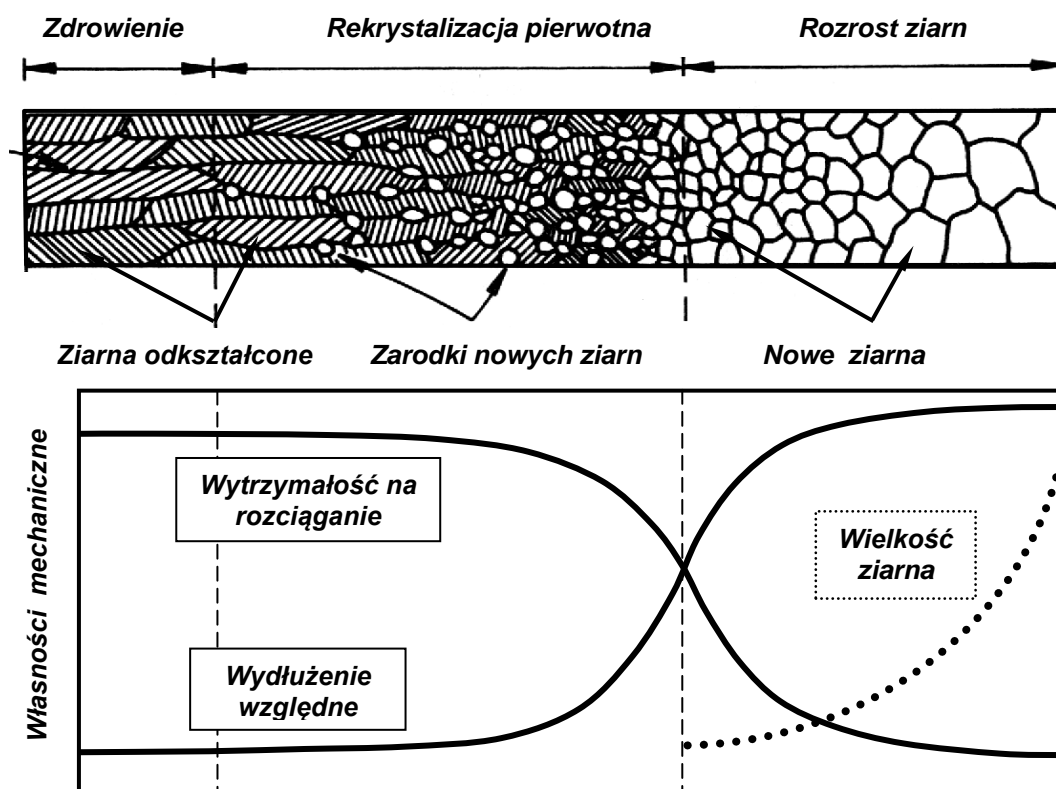
$$D = k t^n \quad (4.5)$$

przy czym wykładnik potęgowy (n) zmienia się zwykle w granicach $0,1 \div 0,5$ i zależy m.in. od czystości metalu i temperatury wyżarzania. Normalny rozrost ziarn może być hamowany przez atomy obce rozpuszczone w roztworze stałym, dyspersyjne cząstki faz wtórnych, itp.

4.3.3. Wpływ rekrytalizacji na własności metali i stopów

Wyżarzanie rekrytalizujące, jako odrębna operacja obróbki cieplnej, przeznaczone jest dla materiałów odkształcanych "na zimno" celem zlikwidowania skutków umocnienia odkształceniowego. Podczas rekrytalizacji następuje odbudowa struktury czemu towarzyszy zanik naprężeń wewnętrznych i zasadnicze zmniejszenie gęstości defektów struktury krystalicznej. Wynika stąd zmniejszenie twardości i wytrzymałości na rozciąganie oraz wzrost własności plastycznych (rys. 4.18).

Wyżarzanie rekrytalizujące stosowane jest bardzo często jako zabieg międzyoperacyjny mający na celu przywrócenie plastyczności co umożliwia wykonanie kolejnych operacji odkształcenia plastycznego. Warunki wyżarzania dobiera się tak aby uzyskać ziarno o określonej wielkości, gwarantujące uzyskanie własności mechanicznych wymaganych dla dalszego procesu technologicznego.



Rys. 4.18. Schematyczne przedstawienie wpływu temperatury wyżarzania po odkształceniu na strukturę oraz wytrzymałość i plastyczność materiału.

Wyżarzanie rekrytalizujące stosowane jest ponadto jako zabieg końcowy celem otrzymania określonych własności mechanicznych wyrobu gotowego. Stopniem rekrytalizacji można bowiem w szerokim zakresie regulować własności materiałów metalicznych. Wiele wyrobów jest dostarczanych w różnych stanach umocnienia, na przykład twardym (po przeróbce plastycznej "na zimno"), półtwardym (po ograniczonej rekrytalizacji), miękkim (po pełnej rekrytalizacji). W rezultacie ten sam materiał można otrzymać jako twardy i mało plastyczny lub na odwrót, miękki i bardzo plastyczny.

Zasadnicze znaczenie technologiczne ma przeróbka plastyczna "na gorąco" (np. walcowanie, kucie, prasowanie). W tym przypadku rekrytalizacja następuje natychmiast po odkształceniu i nosi nazwę rekrytalizacji dynamicznej. Własności wyrobów zależą od tego, który proces następuje szybciej. Jeżeli rekrytalizacja nadąży usuwać skutki zgniotu

wywołane przez odkształcenie, to nie obserwuje się umocnienia. W przypadku natomiast gdy szybkość odkształcenia jest duża a temperatura niezbyt wysoka, to rekrytalizacja nie nadąża i materiał umacnia się.

Na utrwalaniu skutków zgniotu w strukturze materiału polega tzw. obróbka cieplno-plastyczna, która prowadzi do uzyskania wysokich własności wytrzymałościowych przy jednoczesnym utrzymaniu stosunkowo dużej plastyczności.

Jeżeli jednak koniec przeróbki plastycznej nastąpi przy zbyt wysokiej temperaturze to może wystąpić nadmierny rozrost ziarn, który jest zjawiskiem niekorzystnym. Rozrost ziarn może również nastąpić w wyniku zgniotu krytycznego, to jest zastosowania zbyt małego stopnia odkształcenia (<10%) w ostatniej operacji przeróbki plastycznej.

Przy głębokim tłoczeniu następuje często bardzo niejednorodne odkształcenie i mogą powstać strefy, w których po wyżarzaniu wystąpią efekty zgniotu krytycznego. W celu zapobieżenia temu niekorzystnemu zjawisku, materiał przed tłoczeniem należy poddać równomiernemu odkształceniu, które przekracza zakres zgniotu krytycznego.

Z technologicznego punktu widzenia istotny wpływ na przebieg operacji wyżarzania rekrytalizującego a w rezultacie na własności materiałów metalicznych mają następujące czynniki:

- skład chemiczny i wyjściowa struktura materiału;
- warunki odkształcenia, tj.: temperatura, prędkość i stopień odkształcenia oraz sposób przeróbki plastycznej;
- parametry wyżarzania, tj.: szybkość nagrzewania, temperatura i czas wygrzewania oraz szybkość chłodzenia po rekrytalizacji.

Podstawowe zagadnienia i pytania kontrolne:

- ◆ Przeprowadzić podział defektów struktury krystalicznej (defektów sieci), podać przykłady i naszkicować podstawowe defekty sieciowe.
- ◆ Wyjaśnić, pojęcia odkształcenia plastycznego i zjawiska zgniotu.
- ◆ Omówić, na czym polega proces odkształcenia plastycznego materiałów metalicznych.
- ◆ Wy tłumaczyć, w jaki sposób defekty liniowe umożliwiają odkształcenie plastyczne.
- ◆ Wymienić podstawowe efekty strukturalne procesu odkształcenia plastycznego.
- ◆ Uzasadnić, w jaki sposób zmieniają się własności plastyczne i wytrzymałościowe ze wzrostem stopnia odkształcenia.
- ◆ Wy tłumaczyć, co oznacza termin rekrytalizacja oraz dla jakich materiałów i dlaczego przeprowadzany jest proces wyżarzania rekrytalizującego
- ◆ Wymienić i krótko omówić warunki niezbędne dla zajścia rekrytalizacji.
- ◆ Wyjaśnić pojęcie temperatury rekrytalizacji i wy tłumaczyć, od czego zależy jej wartość.
- ◆ Wy tłumaczyć, co stanowi siłę pędną procesu rekrytalizacji.
- ◆ Wyjaśnić, od czego zależy liczba zarodków oraz w których miejscach powstają zarodki rekrytalizacji.
- ◆ Omówić relacje pomiędzy stopniem odkształcenia, liczbą zarodków i wielkością ziarna po rekrytalizacji.
- ◆ Wymienić i krótko omówić kolejne etapy rekrytalizacji.
- ◆ Podać, w jaki sposób oraz jakie parametry procesów odkształcenia i wyżarzania wpływają na wielkość ziarna po rekrytalizacji.
- ◆ Wyjaśnić, w jaki sposób zmiany wielkości ziarna wpływają na własności mechaniczne.