

PRZEMIANY FAZOWE W STANIE STAŁYM

19.1. OGÓLNA CHARAKTERYSTYKA PRZEMIAN FAZOWYCH

Każda faza w stanie stałym, w danych warunkach, temperaturze i ciśnieniu ma określoną strukturę sieciową i określony skład chemiczny albo ściśle stechiometryczny, albo w pewnym zakresie stężeń w roztworach stałych.

Powstające w wyniku przemiany fazowej produkty mogą różnić się od fazy macierzystej tylko strukturą sieciową lub strukturą i składem chemicznym.

Produktami przemian fazowych mogą być:

- a. jedna faza o odmiennej strukturze oraz identycznym składzie chemicznym: $\alpha \rightarrow \beta$, np. w przemianach alotropowych w czystych metalach, przemianach masywnych i martenzytycznych;
- b. jedna faza o odmiennej strukturze i składzie chemicznym oraz pozostająca w równowadze faza macierzysta o zmienionym składzie chemicznym: $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$, np. wydzielanie nowej fazy z roztworu stałego przesyconego;
- c. dwie fazy o odmiennych strukturach i składach chemicznych: $\alpha \rightarrow \beta + \gamma$, np. w przemianie eutektoidalnej.

Podczas przemiany we wszystkich jej etapach między fazą macierzystą a fazą lub fazami produktu powstaje granica międzyfazowa, inaczej nazywana płaszczyzną rozdziału faz. Granice międzyfazowe mogą być nie sprzężone lub sprzężone z fazą macierzystą. Odgrywają one istotną rolę w czasie zarodkowania i wzrostu faz produktów przemiany.

Każda faza jest stabilna w określonych warunkach temperatury i ciśnienia; przy zmianie warunków faza staje się niestabilna i dąży do przemiany w nową fazę lub nowe fazy o niższej energii swobodnej. Każda przemiana fazowa jest procesem naturalnym prowadzącym do zmniejszenia energii swobodnej. W opisie termodynamicznym przemian fazowych stosuje się częściej funkcję potencjału termodynamicznego Gibbsa $G = H - TS$ niż funkcję Helmholtza $F = U - TS$. Zmiana energii swobodnej (zmniejszenie) wyrażona funkcją Gibbsa nazywa się *siłą napędową przemiany*. W przebiegach przemian fazowych rozróżnia się dwa główne mechanizmy: zarodkowanie i wzrost.

Przemiana fazowa zaczyna się od pojawienia wewnątrz fazy macierzystej pewnej liczby niewielkich ugrupowań atomów (prawdopodobnie rzędu kilkuset), które mogą stać się zarodkami nowej fazy, jeśli osiągną krytyczną wielkość i związaną z ich wymiarem krytyczną energię, wyższą niż otaczających ją atomów. Ugrupowania atomów o wymiarach mniejszych od krytycznego nazywa się *embrionami*; są one nietrwałe i mają tendencję do rozpraszania się w fazie macierzystej. *Zarodek*, aby uzyskać krytyczny rozmiar, musi pokonać barierę energetyczną zwaną również *energią aktywacji*, dzięki której może następnie wzrastać. Trwały zarodek jest oddzielony od fazy macierzystej powierzchnią rozdziału. Ujemna wartość swobodnej energii objętościowej i dodatnia wartość swobodnej energii powierzchniowej, która przy małych zarodkach może być znaczna, gdyż stosunek powierzchni do objętości jest duży, składają się na energię aktywacji. W przemianach w stanie stałym, w energii aktywacji należy uwzględnić jako trzeci składnik o dodatniej wartości — *swobodną energię sprężystą odkształcenia*, wynikającą z niedopasowania struktur sieciowych zarodka i fazy macierzystej.

W teorii przemian fazowych rozpatruje się *zarodkowanie homogeniczne* i *heterogeniczne*. W zarodkowaniu homogenicznym miejsca zarodkowania w fazie macierzystej mogą powstawać dzięki *fluktuacjom energii*¹⁾. W przypadku zarodkowania heterogenicznego zarodki powstają na istniejących w fazie macierzystej defektach struktury sieciowej, granicach ziarn, błędów ułożenia, liniach dyslokacji, które swoją energią powierzchniową katalizują proces zarodkowania, zmniejszając krytyczną wartość energii aktywacji. W przemianach fazowych w stanie stałym zarodkowanie jest z reguły heterogeniczne.

W przemianie martenzytycznej i przemianie starzenia w stopach aluminium zarodkowanie nazywa się często *zarodkowaniem atermicznym*, aby odróżnić je od zarodkowania heterogenicznego aktywowanego cieplnie. Zarodkowanie atermiczne można tłumaczyć tworzeniem się niestabilnych zarodków (embrionów) mniejszych od krytycznej wielkości na i w defektach sieciowych fazy macierzystej; przy nagłej zmianie temperatury (dużym i szybkim przechłodzeniu) zarodki te stają się nadkrytyczne. Często także przemianę w ten sposób zainicjowaną i przebiegającą z dużą szybkością nazywa się *atremiczną*²⁾ — sugerując również nieaktywowany cieplnie wzrost.

Mechanizm wzrostu w przemianach fazowych polega na aktywowanym cieplnie ruchu atomów; nowa faza rośnie kosztem fazy macierzystej przez

¹⁾ Fluktuacjami nazywa się odchylenia wartości fizycznych wielkości od ich średnich wartości. Wyrażenie $(\Delta f)^2 = (f - \bar{f})^2 \sim N$ odczytuje się: średni kwadrat addytywnej wielkości f jest proporcjonalny do liczby N atomów w układzie. Fluktuacje w układach o małych rozmiarach występują z dużą częstotliwością i w dużej skali. W układach o dużych rozmiarach występują i utrwalają się małe fluktuacje o dużej częstotliwości. W przypadku zarodkowania homogenicznego seria małych fluktuacji o dużej częstotliwości może doprowadzić do utworzenia stabilnego zarodka w kryształach wolnym od defektów.

²⁾ Określenie „atermiczna” w rozpatrywanych zagadnieniach można interpretować jako przeciwstawne określenie „izotermiczna”.

przeskoki atomów, przesuwając granicę międzyfazową w głąb fazy macierzystej. Równaniami wzrostu opisuje się liniową prędkość ruchu granicy. Jeżeli rosnące fazy różnią się składem chemicznym, konieczny jest długozakresowy transport atomów składników, mechanizm wzrostu jest więc dyfuzyjny i nazywa się *wzrostem kontrolowanym dyfuzją*. Dyfuzja długozakresowa w tego rodzaju przemianach jest najwolniejszym etapem, przeto determinuje szybkość przemiany.

W pewnych przemianach, w których produkt nie różni się składem od fazy macierzystej, lecz tylko strukturą, zarodki wzrastają dzięki przeskokom atomów poprzez granicę rozdziału faz, przesuwając ją także w głąb fazy macierzystej. Transport atomów odbywa się na krótkim dystansie — nie ma długozakresowej dyfuzji. Mechanizm wzrostu nazywa się *dyfuzyjno-podobnym* lub *wzrostem kontrolowanym przez procesy na powierzchni rozdziału*.

Wzrost nowej fazy może odbywać się bez udziału nawet krótkozakresowej migracji atomów, bez udziału dyfuzji, a przez odkształcenie sieci (przekształcenie sieci) w wyniku ruchu płaszczyzn atomowych tworzących przez swoje przemieszczenia sprzężone lub półsprzężone granice międzyfazowe (płaszczyzny rozdziału faz). Produkt ma taki sam skład chemiczny w skali mikroskopowej a różni się od fazy macierzystej wyraźnie określoną strukturą. Takie przemiany nazywa się *martenzytycznymi*. W praktycznej klasyfikacji przemiany martenzytyczne nazywa się *bezdyfuzyjnymi*, przeciwstawiając je przemianom zachodzącym z udziałem mechanizmu dyfuzyjnego, tzn. *dyfuzyjnym*.

Szybkość przemian opisują równania kinetyczne, które wyrażają stosunek przyrostu objętości powstającego produktu lub ubytku objętości fazy macierzystej do czasu, z uwzględnieniem szybkości zarodkowania i prędkości izotermicznego wzrostu. Z równań kinetycznych danej przemiany wykonanych dla różnych temperatur można wyznaczyć dane do skonstruowania ważnego w praktyce wykresu *czas-temperatura-przemiana* CTP, pozwalającego oceniać wpływ temperatury na szybkość przemian.

19.7. PRZEMIANA MARTENZYTYCZNA

19.7.1. Ogólna charakterystyka

Przemianę martenzytyczną dla odróżnienia jej od innych przemian fazowych w stanie stałym, określa się często jako bezdyfuzyjną i atermiczną. Bezdyfuzyjną dlatego, że podczas przemiany nie ma i nie może być, z powodu niskiej temperatury i wielkiej szybkości, migracji indywidualnych atomów. Atermiczną dlatego, że zarodkowanie nie wymaga cieplnej energii aktywacji, a bardzo szybki wzrost kryształów martenzytu następuje tylko podczas szybkiego obniżenia temperatury. Określenia te jednak wykazują tylko różnice w stosunku do opisanych wyżej przemian fazowych, dokonujących się przez zarodkowanie i wzrost kontrolowany dyfuzją, lub krótko zakresową dyfuzją, lecz nie definiują wystarczająco samej przemiany martenzytycznej.

Najwcześniej rozpoznano tę przemianę w stalach; twarde, iglasty składnik struktury stali zahartowanych nazwano martenzytem, stąd przemianę nazwano od jej produktu martenzytyczną. Martenzyt w stali ma ten sam skład chemiczny co faza macierzysta — austenit, natomiast ma odmienną postać, strukturę sieciową i objętość. Aby wytłumaczyć te różnice i mechanizm przemiany, przypuszczano, że każdy kryształ martenzytu powstaje przez ścinanie objętości austenitu.

Późniejsze badania wykazały, że przemiany martenzytyczne zachodzą w stopach miedzi, jak Cu—Al, Cu—Be, Cu—Ga, Cu—Mn, Cu—Zn, oraz w innych stopach: Au—Cd, In—Tl, U—Cr, a także w stopach tytanu.¹⁾

W latach 1954—1959 stwierdzono martenzytyczny przebieg przemiany w kilku czystych metalach, wysokotemperaturowej fazy A1 w niskotemperaturową fazę A3 w kobalcie (a także w stopach Co—Ni) oraz wysokotemperaturowych faz A2 w niskotemperaturowe fazy A3 w tytanie, cyrkonie i licie. W tym czasie podjęto badania mechanizmu zmiany struktury, przez który dokonuje się przemiana martenzytyczna.

Wzrost kryształu martenzytu następuje przez skoordynowany ruch wielu atomów fazy macierzystej, przy czym dystans, na którym przemieszcza się każdy atom podczas przemiany, jest ułamkiem odstepu sieciowego. W kryształach produktu każdy atom ma tych samych sąsiadów jak przedtem w fazie macierzystej. Tak więc składy chemiczne fazy macierzystej i fazy produktu są identyczne, a jeżeli faza macierzysta była uporządkowana, to ten sam porządek jest zachowany w produkcie. Każdy kryształ martenzytu zawiera tę samą liczbę atomów co obszar fazy macierzystej, z której powstał, lecz postać, sieć i objętość kryształu martenzytu są różne. Jeżeli powierzchnia kryształu macierzystego była płaska i gładko wypolerowana przed przemianą, to po przemianie zmiana postaci martenzytu spowoduje relief tej powierzchni przez regularne, ukośne nachylone stopnie. Granice między płytką produktu a fazą macierzystą są sprzężone.

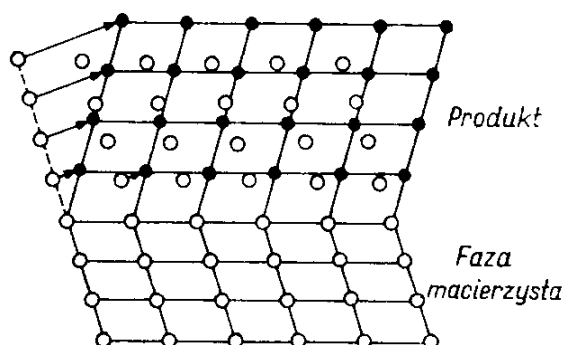
¹⁾ J. K a c z y ń s k i : Tytan. WNT, Warszawa 1961, str. 185÷187.

Pomiary zmiany postaci przeprowadzone przez całą płytkę martenzytu wykazały, że ogólna lub makroskopowa zmiana postaci jest równoważna *niezmienniczemu płaskiemu odkształceniu*.¹⁾

Niezmiennicze płaskie odkształcenie polega na tym, że każdy punkt ciała stałego porusza się w jednym i tym samym kierunku na odległość proporcjonalną do odległości punktu od pewnej oznaczonej płaszczyzny (rys. 339).

Zmiana postaci w martenzycie może być rozpatrywana jako proste ściśnięcie równoległe do płaszczyzny płytki z dodatkową kontrakcją lub ekspansją normalnymi do tej płaszczyzny. Powierzchnia płytki musi pozostać płaska, chociaż jest nachylona względem przylegających kryształów fazy macierzystej: wokół płytki powstają znaczne odkształcenia sprężyste, konieczne do utrzymania ciągłości sprężenia granicy międzyfazowej.

Chociaż ogólna zmiana postaci jest równoważna jednorodnemu odkształceniu, to jednak po przyłożeniu tego odkształcenia do sieci macierzystej nie zostanie odtworzona sieć produktu; jest więc konieczne wprowadzenie dodatkowego mniejszego odkształcenia (niejednorodnego w skali



Rys. 339. Proste niezmiennicze płaskie odkształcenie łączące dwie sieci wg Christiana [2]

atomowej), aby uzyskać rzeczywiste pozycje atomów w kryształach martenzytu. Te małe odkształcenia mogą być wewnętrznym poślizgiem; są one nazywane *sieciowymi niezmienniczymi odkształceniami*²⁾, które kombinowane z odkształceniem jednorodnym mogą wytwarzać różne ogólne zmiany postaci.

Płytki martenzytu utworzone w kryształach macierzystych leżą równoległe do pewnej płaszczyzny macierzystej sieci nazywanej *płaszczyzną habitus*; zwykle jest to krystalograficzna płaszczyzna o wysokich wskaźnikach. Płaszczyzna habitus zmienia się zależnie od składu i temperatury. Dzięki skoordynowanym ruchom atomów podczas przemiany płaszczyzna habitus zawsze przedstawia stosunek orientacji między produktem a fazą macierzystą.

Charakter martenzytu w zahartowanych stalach zmienia się dość znacznie z zawartością węgla i szybkością chłodzenia, lecz zazwyczaj w stalach

¹⁾ W ang. — „an invariant plane strain”, termin wywodzący się z pojęcia niezmiennika w geometrii analitycznej, stosowany w teorii sprężystości w analizie stanu odkształcenia.

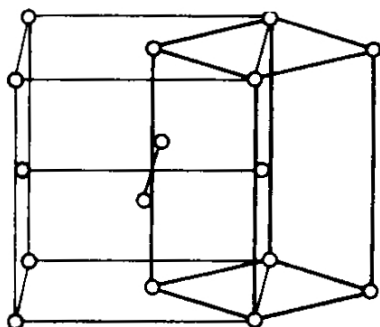
²⁾ W ang. — „a lattice invariant deformation”, wg Bilby B. A. i Christian J. W. Inst. Met. 1956.

zawierających od 0,5 do 1,4% cięż. C tworzą się płytki (patrz rys. 89, rozdz. 7.6) z płaszczyzną habitus $\{225\}_A$.

Martenzyt w stalach ma strukturę tetragonalną wewnętrznie centrowaną, w której stosunek osiowy c/a zależy od zawartości węgla, a orientacja płaszczyzn i kierunków spełnia warunek Kurdjumowa—Sachsa: $(111)_A \parallel (101)_M$ i $[110]_A \parallel [111]_M$.

Granica między fazą macierzystą, austenitem a martenzytem jest sprzężona; jest płaska, gdy powstała w monokryształe austenitu, wtedy sprzężenie obserwuje się na swobodnej powierzchni płytki w postaci regularnych nachylonych stopni. Gdy płytka martenzytu powstaje wewnątrz polikrystalicznej fazy macierzystej, wtedy ma kształt soczewki równoległej do płaszczyzny habitus, co wynika ze sprężystego nacisku otaczającej fazy austenitu.

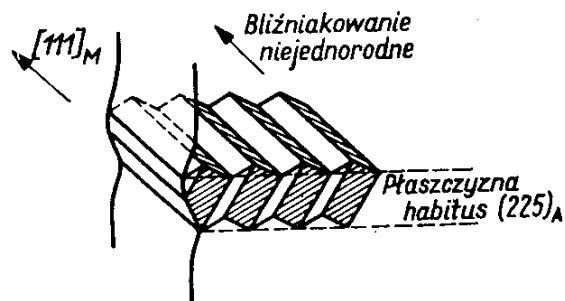
Wcześniej, bo w 1924 r. E.C. Bain zauważył, że proste i małe przemieszczenia przekształcają komórkę sieciową austenitu w komórkę martenzytu. Na rys. 340 pokazano przekształcenie komórki A1 w tetragonalną wewnętrznie centrowaną ze stosunkiem osiowym $c/a = \sqrt{2}$. Ścisnięcie komórki wzdłuż osi pionowej o około 17% i rozciągnięcie wzdłuż osi poziomych



Rys. 340. Przekształcenie Baina komórki sieciowej A1 w tetragonalną wewnętrznie centrowaną

o 12% dałoby strukturę martenzytu. Jednak bez dodatkowych przemieszczeń nie byłoby możliwe uzyskanie doświadczalnie stwierdzonych stosunków orientacji. Nie można też dopuścić możliwości obrotu komórek, gdy zmieniają one swój stosunek osiowy. Dalsze przemieszczenia punktów muszą być takie, by kombinowane z przekształceniem Baina dały płaszczyznę habitus nie obróconą i nie odkształconą dopóty, dopóki to jest możliwe podczas przemiany. Inaczej nastąpiłoby niedopasowanie między płytką martenzytu a austenitem. Można wyrazić ten warunek następująco: płaszczyzna habitus musi być niezmienniczą płaszczyzną przemiany. Analiza zmiany postaci powstałej w obszarze przemiany wykazuje dwie charakterystyczne cechy. Pierwsza: główne odkształcenie polega na tym, że kolejne warstwy płaszczyzny habitus jednostajnie, nieznacznie oddalają się od siebie, a także ślizgają się jedna po drugiej; to właśnie określa się jako niezmiennicze płaskie odkształcenie. Druga: ogólne odkształcenie nie odtworzy struktury martenzytycznej, jeżeli je przyłożyć do sieci austenitu. Wynika stąd wniosek, że niezmiennicze płaskie odkształcenie razem z małym dodatkowym rozszerzeniem, które jednorodnie odkształca przemienia-

jącą się płytkę do jej ostatecznej postaci, musi być uzupełnione dodatkowym niejednorodnym odkształceniem, które wytworzy prawidłową sieć z właściwymi stosunkami orientacji bez dalszych zmian postaci. Obserwacje pod mikroskopem elektronowym wykonane przez Kelly i Nutting'a (1961) wykazały, że to niejednorodne odkształcenie jest wywołane bliźniakowaniem na płaszczyźnie (112) martenzytu (rys. 341).



Rys. 341. Niejednorodne bliźniakowanie na płaszczyźnie (112) martenzytu

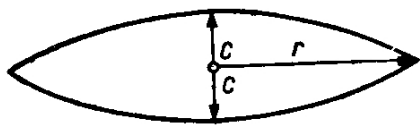
Pasma bliźniacze są niezwykle cienkie (ok. 20 Å). Obserwacje te potwierdzają wniosek, że układ dąży do utrzymania tak długo, jak tylko to jest możliwe, płaszczyzny międzyfazowej jako niezmienniczej, wybierając złożony sposób przemiany i płaszczyznę habitus z wysokimi wskaźnikami. W stalach o zawartości węgla do 1,4% cięż. utrzymuje się jako płaszczyzna habitus $\{225\}_A$, przy większych zawartościach węgla, tj. do 1,8% cięż., płaszczyzna habitus zmienia się do $\{259\}_A$.

19.7.2. Zarodkowanie martenzytu

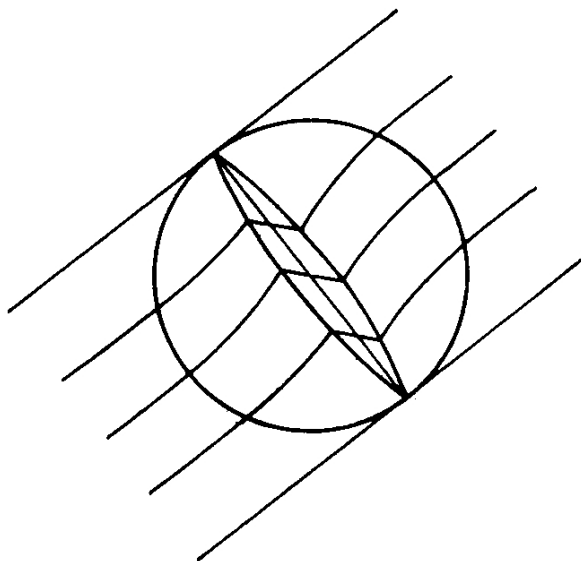
W licznych pracach teoretycznych rozważano różne sposoby zarodkowania martenzytu. Najwcześniejsze teorie zakładały zarodkowanie homogeniczne przez fluktuacje cieplne. Klasyczną teorię zarodkowania homogenicznego rozwinął Kurdjumow i Maksimowa (1948), następnie Fisher, Hollomon i Turnbull (1949) oraz później Fisher i Turnbull (1953). Chociaż klasyczna teoria zarodkowania homogenicznego nie rozwiązała zadowalająco zagadnienia zarodkowania i wzrostu martenzytu, prace Fishera i innych miały duże znaczenie dla późniejszych teorii zarodkowania ze względu na obliczenie energii sprężystej utworzenia płytki martenzytu w austenicie.

Jak wspomniano, płytka martenzytu wewnątrz fazy macierzystej ma kształt soczewki równoległej do płaszczyzny habitus, który wynika z nacisku otaczającej fazy macierzystej austenitu. Fisher, Hollomon i Turnbull (1949) przyjęli, że w kulistej objętości fazy macierzystej α (austenitu) znajduje się zarodek martenzytu (fazy β) w postaci soczewki o promieniu r (znacznie większym od połowy grubości płytki c) i grubości w środku $2c$ (rys. 342), o powierzchni $\approx 2\pi r^2$ i objętości $\approx \pi r^2 c$. Odkształcenie ścinania przedstawione jest w kuli o promieniu r (rys. 343). Linie odniesienia na rysunku przed rozpoczęciem przemiany były proste, w czasie przemiany zostały zakrzywione w fazie macierzystej α , zaś w płytce martenzytu β są zgięte o kąt φ . Odkształcenie w fazie α nazywa się *odkształceniem przy-*

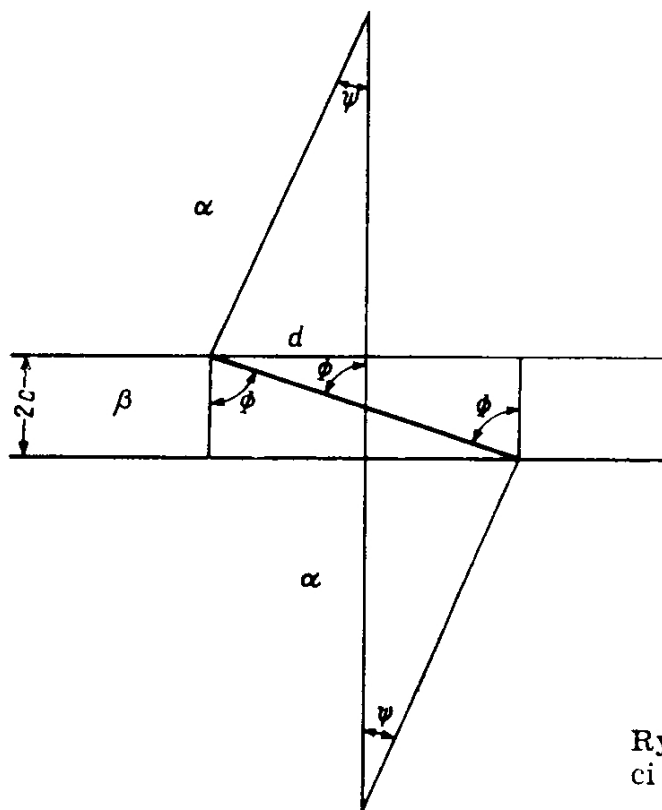
stosowania, przy czym założono, że jest ono jednakowe w każdym punkcie kuli. Biorąc pod uwagę mały wycinek fazy β w pobliżu środka soczewki można go interpretować geometrycznie (rys. 344).



Rys. 342 (z lewej). Płytkę zarodka martenzytu w kształcie soczewki



Rys. 343 (z prawej). Kulista objętość fazy α otaczająca soczewkę martenzytu β



Rys. 344. Geometria środkowej części płytki martenzytu (β) w macierzystej fazie (α)

Dla uproszczenia nie uwzględniono zakrzywienia linii odniesienia i przyjęto kąt ścinania φ tak mały, że $\text{tg } \varphi = \frac{d}{c} \approx \varphi$, zaś $\text{tg } \psi \approx \frac{c\varphi}{r}$.

Średnie odkształcenie ścinania ε jest równe $\text{tg } \psi$. Przy danym współ-

czynnika sprężystości postaciowej G energia sprężysta na jednostkę objętości może być więc obliczona

$$\frac{G\varepsilon^2}{2} = \frac{Gc^2\varphi^2}{2r^2}$$

Ogólna energia sprężysta ΔE_{sc} utworzenia płytki β będzie więc

$$\Delta E_{sc} \approx \frac{4\pi r^3}{3} \frac{Gc^2\varphi^2}{2r^2} \quad (279)$$

W równaniu (279) można wyodrębnić wyraz $\frac{2G\varphi^2}{3}$ oznaczając go przez A (wartość A w przybliżeniu wynosi $2 \div 6 \cdot 10^{10}$ dyn/cm²), wtedy

$$\Delta E_{sc} \approx A\pi rc^2$$

Wstawiając tę wartość do równania na zmianę energii swobodnej zarodkowania i postępując podobnie jak w przypadku równania (255)

$$\Delta G = \pi r^2 c \Delta G_v + 2\pi r^2 \gamma + \pi rc^2 A$$

Fisher, Hollomon i Turnbull dla zarodkowania homogenicznego obliczyli krytyczne wartości c , r i ΔG_c

$$\left. \begin{aligned} c_{kr} &= \frac{-8\gamma}{3\Delta G_v} \\ r_{kr} &= \frac{-2A_c}{\Delta G_v} \\ \Delta G_c &= \frac{512\pi A^2 \gamma^3}{27(\Delta G_v)^4} \end{aligned} \right\} \quad (280)$$

Proces zarodkowania homogenicznego musi przebiegać w stałej temperaturze z odpowiednią energią cieplną aktywacji, więc teoria ta dotyczy izotermicznej przemiany martenzytycznej. Doświadczalnie stwierdzono izotermiczny przebieg przemian martenzytycznych w kilku stopach, np. Fe—Ni—Mn i Fe—Ni, przy znacznym przechłodzeniu poniżej 0°C. Jednak znakomita większość przemian martenzytycznych jest atermiczna i martenzyt zarodkuje heterogenicznie.

Aktualne poglądy na powstawanie martenzytu. Płytki martenzytu powstają i rosną z prędkością rzędu prędkości dźwięku w metalu, przez ślizganie się dyslokacji, które ścinają materiał macierzysty lub ściślej, wytwarzają niezmiennicze płaskie odkształcenie. Wewnątrz ziarna macierzystego płytka rośnie dopóty, dopóki nie zatrzyma się na przeszkodzie, którą może być granica ziarna lub inna płytka martenzytu rosnąca w poprzek jej drogi. Sprężyste sprzężenie z otoczeniem nadaje płytce kształt cienkiej soczewki równoległej do płaszczyzny habitus, wzdłuż której następuje główne ścinanie. W sieci macierzystej (np. w austenicie) istnieją mikroobszary o lokalnych koncentracjach naprężeń; mogą być one wywołane przez pętle dyslokacji obejmujące objętość materiału, w której zdeformowana

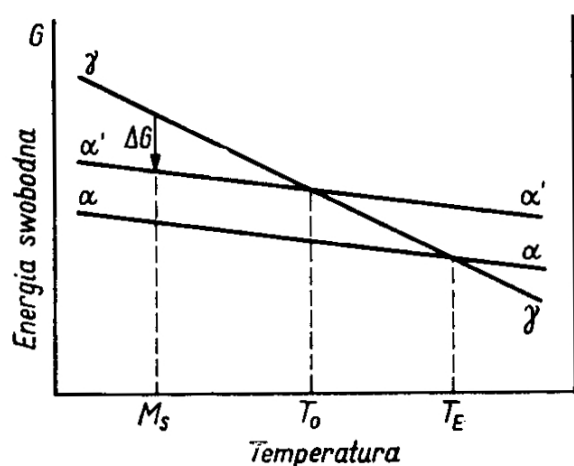
sieć jest pośrednią między fazą macierzystą a produktem. Te miejsca są uważane za zarodki martenzytu.

Z powodu wielkiej szybkości przemiany martenzyt ma skład identyczny ze składem austenitu, z którego powstaje. Istnieje temperatura T_0 , w której energie swobodne objętościowe austenitu i martenzytu są jednakowe. Martenzyt pojawia się jednak w zahartowanej stali w temperaturze M_s o 200°C niższej niż T_0 (rys. 345). W stalach węglowych, to duże przechłodzenie jest konieczne do uzyskania dodatkowej energii swobodnej (ok. 300 cal/mol) dla wzmocnienia siły napędowej potrzebnej do ekspansji pętli dyslokacji zaczynających przemianę.

Przez przyłożenie zewnętrznych naprężeń podczas przechładzania austenitu, ruch dyslokacji może zacząć się w wyższej temperaturze, znacznie bliżej T_0 .

Obie temperatury T_0 i M_s obniżają się równomiernie ze zwiększeniem zawartości węgla, np. M_s w stalach o bardzo małej zawartości węgla wynosi ok. 600°C , zaś przy zawartości węgla około $1,6\%$ obniża się do temperatury pokojowej.

Tak więc powstawanie martenzytu można uważać za szczególny rodzaj odkształcenia plastycznego, w którym siłą napędową jest wewnętrzne uwolnienie energii swobodnej zamiast przyłożonej zewnętrznej siły. Rola tem-



Rys. 345. Schematyczny wykres energii swobodnej jako funkcji temperatury dla fazy wysokotemperaturowej γ , fazy równowagowej, stabilnej w niskiej temperaturze α i produktu przemiany martenzytycznej α' .

peratury polega na tym, że ze zwiększającym się przechłodzeniem uwolniona energia swobodna zwiększa siłę napędową przemiany, analogicznie do zwiększenia przyłożonej siły zewnętrznej, a jednocześnie zaopatruje energię aktywacji, gdy siła napędowa jest równa jeszcze sile oporu. Zarodkami są istniejące w austenicie pętle dyslokacji, mające również swe własne siły napędowe, jak np. źródła Franka—Reada, które mogą się uaktywnić przy odpowiednim stopniu przechłodzenia. Zarodkowanie w przemianie martenzytycznej jest więc heterogeniczne. W odpowiedniej temperaturze szybkość zarodkowania staje się bardzo duża, związana z procesem ślizgania się dyslokacji.