ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Nr 70 Mechanika z.16 1962

ADAM LUBUŚKA

Instytut Metalurgii Żelaza
Katedra Metaloznawstwa

UMOCNIENIE BAINITU[x)]

Streszczenie. Przedstawiono nową koncepcję mechanizmu przemiany i umocnienia bainitu. Artykuł jest streszczeniem pracy badawczej, zmierzającej do ustalenia sposobów podwyższenia wskaźników wytrzymałościowych bainitu.

Iglasta budowa produktów przemiany bainitycznej (rys.1) często obrysowana tylko preferencyjnym układem wydzieleń węglików oraz niejednokrotnie stwierdzana krystalograficzna relacja NISHIYAMAy [1] pomiędzy orientacją macierzystego austenitu a orientacją ferrytycznej osnowy bainitu:

$$\{111\}_A \parallel \{110\}_B \qquad \langle 211\rangle_A \parallel \langle 110\rangle_B$$

stanowią przesłankę do wniosku, że przemiana jest przynajmniej inicjowana przemieszczeniami wzdłuż płaszczyzn łatwego poślizgu w austenicie. To spostrzeżenie wiąże zagadnienie przemiany ze swobodą ruchu (migracji) dyslokacji w strukturze przechłodzonego austenitu.

Doświadczenia, m.in. KOGANa i ENTINa [2] wskazują, że w przechłodzonym austenicie nie przejawia się działanie atmosfery COTTRELLa, wskutek czego brak rzeczywistej granicy plastyczności, zaś $Rpl_{0,2}$ jest stosunkowo nieduża, rzędu 4,5 kG/mm^2. Wiadomo również, że austenit zalicza się do faz wewnętrznie miękkich, o szerokich, łatwo przesuwnych dyslokacjach. Istnieją więc wszelkie warunki dla łatwej, swobodnej migracji dyslokacji, której efektem jest przede wszystkim przemieszczenie wzdłuż płaszczyzn oktaedru (rys.2), umożliwiające pojawienie się zarodka ferrytycznego.

Dyslokacje mogą się przemieszczać zarówno pod działaniem naprężeń, jak i dyfuzyjnie, a ich ruchy przebiegają przy

x) Część pracy doktorskiej.

wszystkich temperaturach, z tym, że w zakresie powyżej temperatury rekrystalizacji (T_r) następstwa przemieszczeń ulegają łatwo unicestwieniu wskutek znacznej swobody dyfuzji.

Słuszność koncepcji dyslokacyjnego zarodkowania bainitu utwierdza wreszcie fakt, iż zgniot austenitu przechłodzonego poniżej T_r niezwykle skutecznie przyspiesza jego rozkład. Stwierdził to m.in. MEHL [3], a nadto potwierdzają to wyniki obróbki termomechanicznej, bazującej na tej koncepcji. Ponieważ zgniot zwiększa jedynie nasilenie defektów punktowych i liniowych, przeto wytłumaczenie zagadnienia może się opierać jedynie na koncepcji dyslokacyjnego zarodkowania przemiany.

Zważmy również, że przemiana rozpoczyna się tylko w przechodzonym austenicie w zakresie temperatur poniżej T_r, a więc w zakresie, w którym ustaje samodyfuzja atomów sieci. Jeśli dokonamy ekstrapolacji wykresu współczynnika samodyfuzji D (rys.5 - wg [4]) w austenicie i ferrycie do zakresu temperatur przemiany bainitycznej, to łatwo stwierdzimy, że:

a) $D_{aust.}$ osiąga graniczną wartość - zdefiniowaną wartością D przy T_r - przy temperaturze ok.500°C, a więc przy temperaturze wyższej niż ferryt,

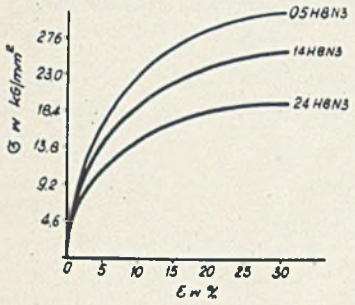
b) przy tej samej temperaturze jest $D_{aust} < D_{ferr}$.

Zatem inicjowana bezdyfuzyjnie migracją dyslokacji koherencyjna przemiana sieci prowadzi do utworzenia zarodków, w których istnieje zwiększona swoboda dyfuzji, skutkiem czego ich rozrost może już postępować w procesie dyfuzyjnym, zwłaszcza w zakresie górnego bainitu.

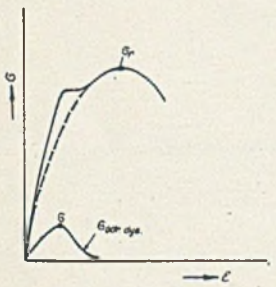
Znacznie zwiększona swoboda dyfuzji w ferrytycznej osnowie bainitu umożliwia łatwą, dyfuzyjną ucieczkę węgla, który grupuje się na granicach liniowych wydzieleń w postaci węglików, blokujących trwale skupione tam liczne defekty punktowe i osiągających - m.in. dzięki obecności tych defektów - wysoki stopień koagulacji, większy niż w sorbicie o tej samej wytrzymałości (rys.6).

Przedstawiona koncepcja tłumaczy nie tylko przebieg przemiany, lecz także pozwala wyjaśnić długi okres inkubacyjny w zakresie górnego bainitu niedostatecznym przechłodzeniem poniżej T_r oraz anihilacją defektów liniowych podczas wygrzewania przy temperaturze przemiany, prowadzącą m.in. do samozahamowania przemiany z chwilą wyczerpania defektów i zrównoważenia naprężeń wewnętrznych w macierzystym austenicie.

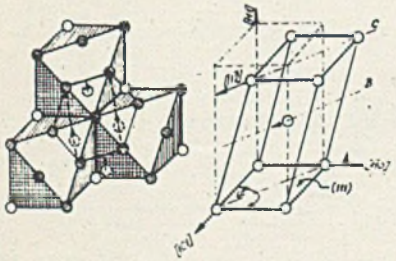
1



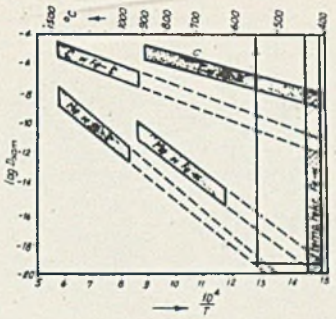
2



3



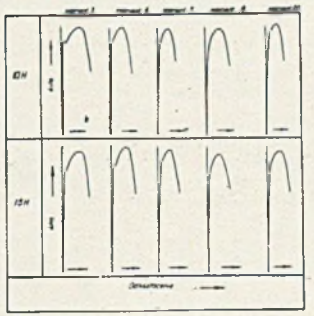
4



5

6a

6b



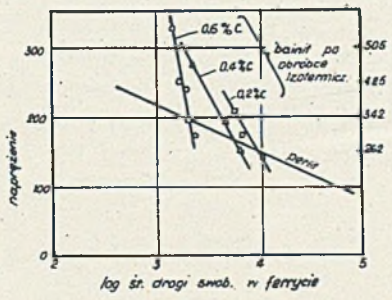
7

OPIS RYSUNKÓW

Nr rys.	Struktura	Powiększenie ×
1	Bainit	500
2	Krzywe rozciągania austenitu przechłodzonego do 525°C (2).	—
3	Zmiana oporu blokowania dysłokacji podczas odkształcania metalu.	—
4	Schemat koherencyjnych przemieszczeń wzdłuż oktaedralnej płaszczyzny sieci austenitu.	—
5	Zależność dyfuzyjnej ruchliwości atomów sieci i atomów interstytucyjnych w żelazie od temperatury.	—
6	Porównanie rozdrobnienia węglików w bainicie (a) i sorbicie (b).	500
7	Reprodukcja niektórych wykresów rozciągania po różnych zabiegach obróbki cieplnej. N. B. war. 3 i 4 — ulepszanie cjeplne, war. 7, 8 i 20 — obróbka izotermiczna	—

8a

8b



9

OPIS RYSUNKÓW

Nr rys.	Struktura	Powiększenie X
8	Porównanie rozdrobnienia struktury po obróbce izotermicznej (a) i ulepszaniu cieplnym (b).	125
9	Zależność umocnienia stali od rozdrobnienia struktury (7).	—

Interesujące, że w ferrytycznej osnowie bainitu nie przejawia się niedomiar defektów, albowiem wykazuje ona dość znaczną plastyczność, a jej twardość nie odbiega od twardości ferrytu (gdyby defektów zabrakło, sięgnęłaby ona twardości teoretycznej dla sieci idealnej). Natomiast skutki dość znacznej swobody dyfuzji węgla sprawiają, że w warunkach przemiany bainitycznej, charakteryzującej się umiarkowanie powolnym przebiegiem - węgiel zdąża się zgrupować niemal całkowicie na granicach rozdziału faz, wskutek czego w osnowie bainitu brakuje go nawet dla uformowania atmosfery COTTRELLa, która blokowałaby pozostałe swobodne źródła dyslokacji. Na wykresach rozciągania bainitu (rys.7) przejawia się to brakiem składowej naprężenia blokowania dyslokacji, a więc też - brakiem rzeczywistej granicy plastyczności.

Poczynione spostrzeżenia pozwalają już określić przyczyny umocnienia bainitu. Spróbujmy dla przejrzystości oprzeć dalszą dyskusję na ogólnej postaci wzoru PETCHa [5]:

$$\tau_{pl} = \tau_o(T) + \tau_o(st) + kd^{-1/2}$$

Pierwsza składowa określa w nim opór tarcia dyslokacji, wywołany oddziaływaniem sił wiązania metalicznego. Zarówno mikroskopowa budowa osnowy, jak i jej twardość wskazują, że mamy tu do czynienia z ferrytem, a więc wartość tej składowej nie decyduje o umocnieniu bainitu.

Druga składowa reprezentuje opór tarcia, wywołany zakłóceniami symetrii pola sił sieci krystalicznej przez defekty budowy i atomy obce. Mała twardość osnowy wskazuje faktycznie na obecność defektów, a z faktu, iż przemiana przebiega poniżej T_r atomów sieci wynika, że osnowa niewątpliwie dziedziczy zawartość składników substytucyjnych od macierzystego austenitu. Zatem w porównaniu np. do ferrytu wartość drugiej składowej dla osnowy bainitu musi być większa, jednakowoż przy uwzględnieniu doświadczalnych spostrzeżeń HESLOPa i PETCHa [6] o małym znaczeniu składników substytucyjnych dla wartości $\tau_o(st)$, również i tej składowej nie można przypisać decydującego znaczenia dla umocnienia. Pozostaje więc trzecia składowa, w której współczynnik k stanowi wskaźnik zablokowania dyslokacji, zaś d reprezentuje rozdrobnienie struktury. Skoro stwierdziliśmy, że w bainicie nie występują przejawy blokowania dyslokacji, to całkowite nieomal umocnienie bainitu pozostaje przypisać rozdrobnieniu struktury (rys.8) - jak to zrobił GENSAMER [7] (rys.9).

oraz przegrodzeniu ziarn osnowy wydzieleniami węglików, uniemożliwiającymi przenoszenie odkształceń z jednego ziarna do drugiego. W takich okolicznościach, odkształcenia w poszczególnych ziarnach muszą być inicjowane oddzielnie, a do tego potrzeba stosunkowo dużego pola naprężeń (podobnie jak dużego pola magnetycznego potrzeba dla osiągnięcia nasycenia magnetycznego ciał paramagnetycznych, w których brak domen).

Takie ujęcie zagadnienia tylko pozornie pozbawia znaczenia składniki stopowe zawarte w stali, albowiem choć nie wywierają one bezpośrednio dużego wpływu na wartości składowych umocnienia, to jednak posiadają decydujące znaczenie dla ustalenia położenia T_r i dla ograniczenia dyfuzyjnej ruchliwości atomów sieci (umniejszenia współczynnika samodyfuzji). Poprzez zmianę wartości tych wskaźników wpływają one na postać struktury otrzymywanej w ustalonych warunkach chłodzenia i umożliwiają sterowanie procesem rozdrobnienia struktury.

Ponadto takie ujęcie zagadnienia pozwala również wyjaśnić dwojaki wpływ zgniotu wywieranego na austenit przechłodzony poniżej T_r. Dwojaki, albowiem z jednej strony obserwuje się przyspieszenie przemiany, z drugiej zaś niezwykle duże umocnienie, przewyższające osiągane innymi metodami. Ten efekt jest w oczywisty sposób związany z rozdrobnieniem struktury spowodowanym znacznym zwiększeniem zarodków. Dla uzupełnienia podkreślić należy, że zgodnie z doświadczeniami MEHLa [3] największy efekt umocnienia osiąga się przy zgniocie rzędu 25%, zaś mniejsze i znacznie większe zgnioty takich efektów już nie wywołują. Dyslokacyjna teoria płynięcia metali pozwala również i to spostrzeżenie logicznie i skutecznie interpretować, lecz to już wykracza poza temat niniejszego referatu.

LITERATURA

[1] Nishiyama - Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ., 23, 1934, 37.

[2] Kogan i Entin - Mietałłowiedienje i tierm. obr. miet., 1, 1962, 3.

[3] Mehl - Nowe badania nad wpływem odkształcenia na wynik obróbki cieplnej stali, ref. wygłoszony w AGH w Krakowie w 1960 r.

[4] Gruzin i in. - Problemy mietałłow. i fiziki miet., 1958, 327.

[5] Petch, J. -Iron and Steel Inst., 174, 1953, 25.

[6] Heslop i Petsch, - Phil. Mag., 2, 1957, 647.

[7] Gensamer - Trans. Met. Soc. AIMME, 215, 1959, 2.