

WPLYW PROCESÓW DYSLOKACYJNYCH NA INICJACJĘ PEKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W WARSTWIE WIERZCHNIEJ

ZOFIA HANDZEL-POWIERZA I STANISŁAW ŻUKOWSKI (WARSZAWA)

W pracy przeanalizowano przyczyny powodujące wcześniejszą deformację plastyczną warstwy wierzchniej kryształów oraz wpływ tej warstwy na umocnienie i dekohezję metali. Podano również nowy dyslokacyjny model zmęczenia materiałów uzależniający gęstość dyslokacji ρ od liczby cykli zmian naprężeń N oraz od maksymalnego i minimalnego naprężenia w cyklu σ_{\max} i σ_{\min} .

1. WPROWADZENIE

W ciągu wielu lat w badaniach zjawisk zmęczenia metali stosowano w przeważającej mierze metody fenomenologiczne, umożliwiające obserwację jedynie końcowego efektu złożonych i długotrwałych procesów, których nie tylko nie umiano śledzić, ale z istnienia których nie zawsze zdawano sobie sprawę. Badania mikroskopowe i submikroskopowe, możliwe dzięki zastosowaniu specjalnej aparatury i nowoczesnych metod badawczych, pozwoliły z biegiem czasu wnikać w zmiany strukturalne materiału, zachodzące pod wpływem przyłożonych zmiennych obciążeń zewnętrznych. Zmiany te są z kolei wynikiem określonych procesów zachodzących w skali atomowej, od których zależą własności wytrzymałościowe metalu. Procesy te dokonują się już we wczesnym stadium zmęczenia, ale dopiero w końcowym stadium można zauważyć ich ogólny skutek jako zjawisko fenomenologiczne.

Rozpatrując zjawiska naruszenia spójności metali w skali mikro, należy różnić mechanizm powstawania mikroodkształceń plastycznych w warstwie wierzchniej i w rdzeniu materiału, spowodowany przez obciążenia zewnętrzne. Abstrahując od różnic budowy i własności warstwy wierzchniej, wynikłych w procesie wytwarzania próbki lub elementu maszynowego, musimy stwierdzić, że warstwa wierzchnia ma odmienne warunki dla powstawania mikroodkształceń plastycznych z powodu istnienia powierzchni swobodnej, pokrytej często warstwą tlenków, azotków lub innych adsorbowanych cząstek. Wydaje się, że wynikający stąd odmienny niż w rdzeniu proces powstawania odkształceń plastycznych w warstwie wierzchniej może być przyczyną znanego z obserwacji fenomenologicznych zjawiska inicjacji pęknięć zmęczeniowych w warstwie wierzchniej metalu.

2. MECHANIZM POWSTAWANIA MIKROODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH W WARSTWIE WIERZCHNIEJ

Wyniki badań doświadczalnych, przeprowadzonych w ostatnich kilkunastu latach, wskazują na szczególną rolę warstwy wierzchniej w procesie odkształceń plastycznych i dekohezji metali. W pracach doświadczalnych, wykorzystujących

metodę dyfrakcji powolnych neutronów [10, 11 i 12], wykazano, że atomy warstwy zewnętrznej kryształów na skutek braku z jednej strony sił międzyatomowego oddziaływania są znacznie przesunięte ze swoich normalnych pozycji w sieci krystalicznej. Na powierzchni ciała krystalicznego powstają złożone dwuwymiarowe struktury atomowe o innej symetrii sieci krystalicznej, innej gęstości oraz o innym zasięgu i typie wiązań atomowych. D. HANEMAN [10, 11 i 12], badając powierzchnie półprzewodników o strukturze diamentu i blendy cynkowej metodą dyfrakcji elektronów, stwierdził zakłócenie tetragonalnej symetrii sieci krystalicznej. W tym przypadku zewnętrzna warstwa atomów leżących w płaszczyźnie (111) miała stałą sieci dwa razy większą niż niezakłócone warstwy podpowierzchniowe.

Metodą dyfrakcji elektronów stwierdzono również, że średnie ciepłe wychYLENIA atomów powierzchniowych są większe niż atomów podpowierzchniowych, a charakterystyczna temperatura Debey'a dla tych atomów jest niższa.

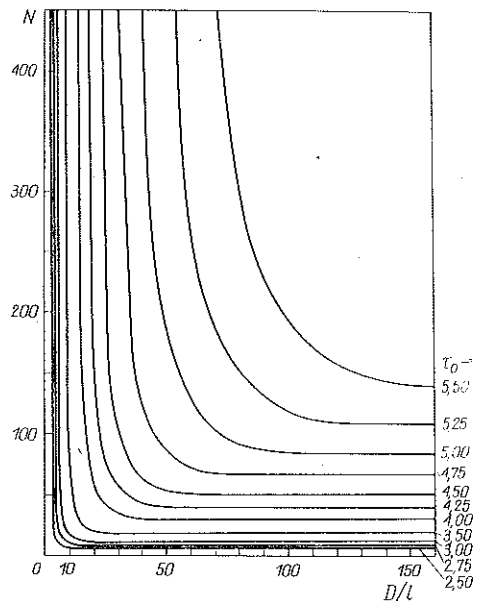
Powierzchnia swobodna kryształu, jako granica dwóch różnych ośrodków fizycznych, stwarza specyficzne warunki do powstawania i ruchu dyslokacji w warstwie wierzchniej, które następnie wpływają na proces mikroodkształceń w warstwie wierzchniej przy obciążeniu próbki.

Wielu badaczy [1, 27, 2 i 16] stwierdza istnienie wyraźnego gradientu gęstości dyslokacji w warstwie wierzchniej, zanikającego w miarę oddalania się w głąb od powierzchni. W. P. ALECHIN [3] uważa, że odmienne zachowanie się warstwy wierzchniej podczas deformacji może być spowodowane dwoma czynnikami: inną gęstością ruchomych dyslokacji oraz inną prędkością ich ruchu. Jeśli założyc jednakową prędkość ruchu dyslokacji w całej objętości badanego materiału, to wcześniejsze odkształcanie się warstwy wierzchniej powinno być spowodowane większą gęstością dyslokacji w tej warstwie.

Większa gęstość dyslokacji w warstwie wierzchniej metalu w początkowym okresie deformacji (przy założeniu równomiernego wyjściowego rozkładu potencjalnych źródeł dyslokacji) może być spowodowana tym, że do uruchomienia przypowierzchniowych źródeł dyslokacji potrzebny jest niższy poziom efektywnych naprężeń ścinających. G. H. HOLLOWOM i I. C. FISHER [13] rozpatrując mechanizm działania źródeł Franka-Reada wykazali, że w przypadku, kiedy dyslokacja wychodzi jednym końcem na powierzchnię metalu, jej sprężyste zachowanie się jest takie, jak dyslokacji o podwójnej długości wewnątrz materiału. W. P. ALECHIN [3] stosując metodę punktowego powierzchniowego obciążenia wykazał, że w warstwach podpowierzchniowych monokryształu krzemu na głębokości do kilku mikrometrów krytyczne naprężenia ścinające są 1,5 do 2 razy mniejsze niż wewnątrz materiału. Ten sam autor i współpracownicy [4] badając spójnienie metalu z półprzewodnikami stwierdzili, że granica warstwy tlenkowej i kryształu może być wydajnym źródłem dyslokacji, pracującym przy niskich naprężeniach zewnętrznych. T. SUZUKI [25], poddając kryształy KCl ścisłaniu i prześwietlając je światłem spolaryzowanym, zauważył podwójne załamanie się wiązki światła w warstwie wierzchniej przy deformacji 0,28%, natomiast w centralnej części kryształu efekt ten występował dopiero przy deformacji 0,40%. T. SUZUKI wysnuł hipotezę, według której przyczyną tego zja-

wiska miały być przypowierzchniowe źródła poślizgów, pracujące przy naprężeniach dwukrotnie niższych od naprężeń potrzebnych do pracy źródeł Franka-Reada. Istnienie takich źródeł wiązał on z występowaniem cienkiej warstewki ciał obcych na powierzchni kryształu jak np. tlenków i wodorotlenków. Usuwając warstwę wierzchnią o różnej grubości metodą chemicznego polerowania po różnym stopniu odkształcenia próbki i powtórnie obciążając próbkę, zauważył efekt znacznego umocnienia przypowierzchniowej warstwy kryształu. Grubość warstwy ulegającej deformacji w tym przypadku wynosiła około $50 \mu\text{m}$ i była niezależna od stopnia deformacji. T. SUZUKI przypuszczał, że polerowanie powierzchni odkształconego kryształu może odsłonić nowe powierzchniowe źródła w tych miejscach, gdzie poprzednio takie źródła działały, a później nastąpiło wzmocnienie w tych obszarach.

B. CHALMERS i R. DEVIS [5] potwierdzili wyniki T. SUZUKI o uprzywilejowanej roli warstwy wierzchniej w procesie powstawania mikroodkształceń. K. SUMINO i M. YAMAMOTO [24] otrzymali podobne wyniki na monokryształach Al i Fe- α stosując metodę Lauego przed i po usunięciu warstwy wierzchniej próbki elektropolerowaniem. W swej pracy [24] wykazali, że naprężenie odpowiadające każdemu stopniowi plastycznej deformacji obniża się po elektropolerowaniu. K. SUMINO [23] rozważał mechanizm działania źródeł dyslokacyjnych w warstwie wierzchniej w początkowym okresie deformacji z uwzględnieniem sił pozornych oraz oddziaływania dyslokacji generowanych z danego źródła na to źródło. Z rozważań tych wynika, że naprężenie efektywne, działające na dyslokacje w warstwie wierzchniej, jest większe niż w głębi kryształu. Przy założeniu, że dyslokacje powstające w początkowej fazie deformacji nie napotykają na dostatecznie silne przeszkody oraz że odległości między nimi nie ulegają zmianie, została podana zależność ilości generowanych pętli dyslokacyjnych N od wielkości efektywnego naprężenia τ_a i odległości źródła od powierzchni D (rys. 1) [23].

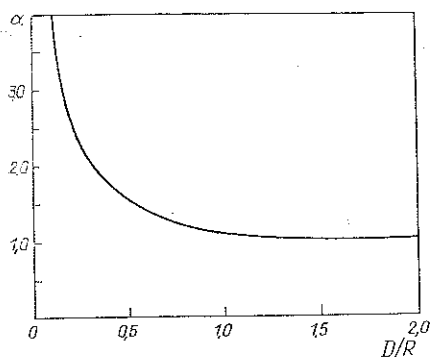


Rys. 1. Zależność ilości pętli dyslokacyjnych N od efektywnego naprężenia τ_a i odległości źródła od powierzchni D/l .

D — odległość źródła od powierzchni, l — odległość między pętliami dyslokacyjnymi

Z rysunku wynika, że źródła podpowierzchniowe (przy założeniu jednorodności naprężeń w całym przekroju) wytwarzają więcej dyslokacji niż źródła położone w głębi próbki. W tej samej pracy [23] przedstawiono model możliwego spiętrzenia dyslokacji na takich przeszkodach jak bariera Lomera-Cottrella, węzły dyslokacyjne itp. Z analizy działania takiego modelu wynika również, że źródła przypowierzchniowe wytwarzają więcej dyslokacji

niż źródła w głębi. W obydwu rozpatrzonych przypadkach (rys. 1 i 2) otrzymano większe wartości N i α , ponieważ nie uwzględniono możliwości relaksacji efektywnego naprężenia τ_a w warstwie wierzchniej oraz sprężystego oddziaływania między bardziej zdeformowaną warstwą wierzchnią, a mniej zdeformowanymi



Rys. 2. Zmiana stosunku liczby pętli dyslokacyjnych, generowanych przez źródło leżące na danej odległości od powierzchni, do liczby pętli dyslokacyjnych, generowanych przez źródło leżące w rdzeniu, w zależności od stosunku odległości źródła od powierzchni D do odległości od przeszkody R

widają się wtedy, kiedy makroskopowe płynięcie na granicy plastyczności poprzedzone było mikroskopową deformacją plastyczną warstwy wierzchniej o grubości rzędu wielkości ziarna.

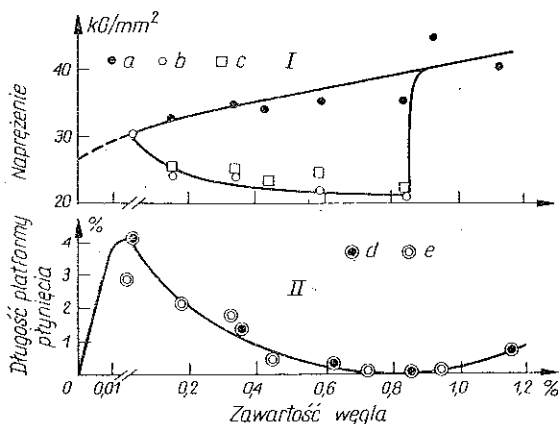
Na rys. 3 [26] podane są zależności makroskopowej i mikroskopowej granicy plastyczności, długości platformy Ludersa i początku powstawania naprężeń ostatecznych od zawartości węgla. Na podstawie tych danych W. F. TERENTIEV [26] proponuje następujący fizyczny model granicy plastyczności. Po osiągnięciu naprężeń odpowiadających mikroplastyczności σ_0 , w obszarze pseudosprężystym zaczyna się plastyczne płynięcie warstwy wierzchniej, która obejmuje warstwę o grubości od 1 do 3 ziarna (rys. 4a). Przy dalszym wzroście naprężeń zwiększa się gęstość dyslokacji. Maksymalna gęstość dyslokacji, zdaniem autora, powinna występować w drugiej warstwie ziarn, ponieważ te ziarna z jednej strony uczestniczą na równi z ziarnami warstwy pierwszej w deformacji plastycznej, a z drugiej strony nie stykają się one ze swobodną powierzchnią materiału, przez co utrudniona jest ucieczka z nich dyslokacji.

W trzeciej (licząc od powierzchni) warstwie ziarn powinien nastąpić spadek gęstości dyslokacji. Grubość warstwy wierzchniej, uczestniczącej w mikroplastycznej deformacji, nie powinna się zmieniać w sposób istotny, aż do osiągnięcia makropłynięcia. Powstawaniu równomiernie wzmocnionej warstwy wierzchniej metali o przestrzennie centrowanych sieciach krystalicznych sprzyja występowanie wielkiej liczby systemów poślizgów oraz zachodzący proces dynamicznego starzenia de-

obszarami wewnętrznymi. Jeśli proces powstawania dyslokacji zachodzi za pomocą licznych poślizgów poprzecznych, jak to pokazano w pracach [14, 19], to na ten proces silny wpływ ma energia powierzchniowa i siły pozorne. W przypadku gdy dyslokacja śrubowa przebiega pod pewnym kątem, siły pozorne mogą wywołać zmianę kształtu dyslokacji i tym samym obniżyć jej energię w wyniku pojawienia się poślizgów poprzecznych.

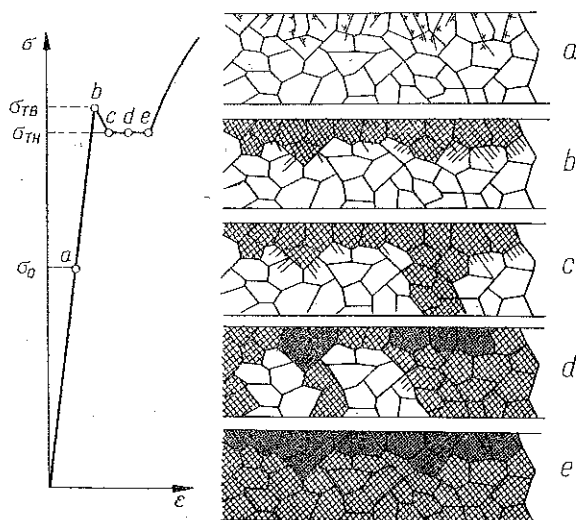
Wielu badaczy poszukujących fizycznego sensu granicy plastyczności coraz częściej wiąże to zjawisko z wcześniejszym odkształceniem, a następnie umocnieniem warstwy wierzchniej. Z analizy danych doświadczalnych [18, 15 i 6] wynika, że platforma i ząb plastycznego płynięcia na wykresie naprężenie-odkształcenie poja-

formacyjnego. W ten sposób w momencie osiągnięcia górnej granicy plastyczności deformowany materiał ma następującą budowę przekroju poprzecznego: w środku występuje plastyczny rdzeń, przy powierzchni wzmocniona warstwa o grubości rzędu wielkości ziarna, otaczająca ten rdzeń (rys. 4b). Po osiągnięciu górnej granicy



Rys. 3. Wpływ zawartości węgla na własności plastyczne żelaza i stali.

I, *a* — makroskopowa granica plastyczności, *b* — początek płynięcia warstwy wierzchniej, *c* — początek pojawiania się naprężeń szczątkowych; II — zmiana długości platformy płynięcia dla stali bez dodatku chromu (*d*), z dodatkiem chromu (*e*)



Rys. 4. Schematyczne przedstawienie procesów zachodzących na platformie płynięcia

plastyczności następuje gwałtowne płynięcie całego przekroju próbki, zaczynające się od najslabszego miejsca próbki. Na wykresie rozciągania obserwuje się wówczas wyraźny spadek napięcia, formuje się tzw. ząb plastyczności (rys. 4c). Proces gwałtownej deformacji plastycznej, obejmującej stopniowo cały przekrój, odbywa

się przy stałym naprężeniu (rys. 4a, b, c). Na skraju pasma plastycznej deformacji, przy przesuwaniu się tego pasma w obszarze obciążonej części próbki, występuje znaczny gradient gęstości dyslokacji, formuje się wtedy platforma plastyczności.

Z przedstawionego powyżej krótkiego przeglądu wyników prac doświadczalnych wynika, że warstwa wierzchnia ma specyficzny wpływ na zjawiska odkształcenia i dekohezji.

3. ZMIANA GĘSTOŚCI DYSLOKACJI W WYNIKU DZIAŁANIA ZMIENNYCH OBCIĄŻEŃ

Obecny stan wiedzy o budowie metali pozwala stwierdzić, że decydujący wpływ na własności zmęczeniowe metali mają defekty budowy sieci krystalicznej, a przede wszystkim dyslokacje. W związku z tym przy rozpatrywaniu zjawiska inicjacji pęknięć zmęczeniowych w warstwie wierzchniej metali rozpatrzono zmianę liczby dyslokacji w wyniku działania zmiennych obciążeń.

Wykorzystując wnioski z prac doświadczalnych [7, 8 i 17] ustalono w pracy [9] następujący wzór pomiędzy gęstością dyslokacji ρ , a wartością obciążeń σ i liczbą cykli obciążeń N :

$$(3.1) \quad \rho - \rho_0 = \bar{\kappa} \ln N,$$

gdzie ρ_0 oznacza początkową gęstość dyslokacji (po pierwszym cyklu zmian obciążenia). Wzór ten zawiera współczynnik

$$(3.2) \quad \bar{\kappa} = \int_{\sigma} \kappa d\sigma,$$

który jest miarą zmian ilości dyslokacji w cyklu.

Zmianę gęstości dyslokacji, zachodzącą w czasie trwania jednego cyklu, rozpatrywał I. A. ODING [21], a doświadczalnie wyznaczył L. GOLASKI [7]. I. A. ODING [21] analizował zmianę gęstości dyslokacji, zachodzącą podczas symetrycznego cyklu zmian obciążeń. Uważał on, że w pierwszej ćwiartce cyklu, tj. podczas wzrostu obciążenia, ruch dyslokacji prowadzi do takich zmian w sieci krystalicznej, które przeszkadzają powrotowi części dyslokacji do ich źródeł podczas drugiej ćwiartki cyklu, tzn. podczas odciążenia próbki. W trzeciej ćwiartce cyklu obciążenie ma znak przeciwny niż w ćwiartce pierwszej. Dla tej części cyklu jest właściwy mniejszy opór odkształcenia (efekt Bauschingera). I. A. ODING tłumaczy to częściowym powrotem tych dyslokacji, które przemieszczały się w czasie pierwszej ćwiartki i nie zdały powrócić do swych wyjściowych pozycji podczas drugiej ćwiartki cyklu. Czwarta ćwiartka cyklu, w której następuje ponowne odciążenie próbki, nie różni się w zasadzie od drugiej ćwiartki. Następne cykle są podobne do cyklu pierwszego, zmienia się tylko ilość dyslokacji.

Zmianę gęstości dyslokacji, zachodzącą na przestrzeni jednego cyklu, pośrednio i eksperymentalnie wyznaczył L. GOLASKI [7]. Zastosował on ultradźwiękową metodę obserwacji procesu zmęczenia, która polega na pomiarze zmian tłumienia, zachodzących podczas jednego cyklu. Badania objęły próby zmęczeniowe stali niskowęglowej wyższej jakości, obciążonej cyklami wahadłowymi przy rozciąganiu-

ściskaniu. Wykazał on, że tłumienie fal ultradźwiękowych zmienia się w czasie trwania jednego cyklu w zależności od wartości siły działającej na próbkę. L. GOŁASKI opierając się na przeprowadzonych doświadczeniach wyciągnął następujące wnioski.

1. W próbie obciążonej zmiennym naprężeniem o określonej amplitudzie tłumienie fal ultradźwiękowych w czasie trwania jednego cyklu zmienia się wraz ze zmianą siły działającej na próbkę.

2. Wartość zmian tłumienia na przestrzeni jednego cyklu zależy od amplitudy naprężenia oraz od liczby przebytych cykli.

3. Wraz ze zmianą liczby cykli obciążeń zmienia się liczba dyslokacji.

4. Zaobserwowane zmiany tłumienia pozwalają sądzić, że intensywność narastania uszkodzeń zmęczeniowych jest znacznie większa w czasie, gdy próbka obciążana jest naprężeniami rozciągającymi niż w czasie, gdy próbka jest ściskana.

T. PORĘBSKI [22] potwierdził doświadczalnie pogląd o decydującym wpływie naprężeń rozciągających na intensywność narastania uszkodzeń zmęczeniowych. Zmieniał on czas trwania maksymalnych obciążeń w cyklu przez zmianę kształtu cyklu. Na podstawie przeprowadzonych badań T. PORĘBSKI wysunął wniosek, że w miarę wzrostu czasu (udziału) trwania naprężeń rozciągających przy stałym σ_{\max} i σ_{\min} — wytrzymałość zmęczeniowa maleje.

Wyniki doświadczeń przeprowadzonych przez L. GOŁASKIEGO i T. PORĘBSKIEGO pośrednio pozwalają wnioskować o zmianie liczby dyslokacji w zależności od wartości i liczby zmian obciążeń.

Na podstawie wyników tych doświadczeń założmy, że współczynnik κ charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu zależy od σ i $\text{sign } \dot{\sigma}$.

Założmy również, wykorzystując wyniki doświadczeń S. KOCANĎY [17], że gęstość dyslokacji zależy wykładniczo od naprężenia względnego σ/R_m . S. KOCANĎA przeprowadził pomiary mikronierówności powierzchni próbek przy różnym poziomie amplitudy naprężeń i po różnej liczbie cykli zmian obciążeń, przyjmując za podstawę do wyznaczenia nierówności średnie arytmetyczne odchylenie od linii średniej zarysu powierzchni. Wyniki doświadczeń wskazują, że zmiana mikronierówności w zależności od zmiany amplitudy naprężenia ma charakter krzywej wykładniczej, co sugeruje wykładniczy charakter zmian gęstości dyslokacji jako funkcji naprężenia.

Ze względu na to, że wytrzymałość na rozciąganie można uznać za najlepszą, reprezentatywną miarę wielkości sił spójności (odpowiednik średniej), wydaje się celowe wprowadzenie jej jako wielkości porównawczej do opisu procesu dekohezji mikroobjętości.

Rozważania dotyczące wzrostu gęstości dyslokacji są przedstawione w pracy [9]. W pracy tej wykorzystano rozważania I. A. ODINGA [21], z których wynika, że wzrost gęstości dyslokacji zachodzi, gdy równocześnie $\dot{\sigma} > 0$ i $\sigma > 0$ oraz wtedy, gdy przy $\dot{\sigma} < 0$ będzie również $\sigma < 0$. Ilustruje to rys. 5.

W pracy [9] wyznaczono współczynnik $\bar{\kappa}$, charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji podczas rozciągającej części cyklu ($\dot{\sigma} > 0$, $\sigma > 0$) oraz współczynnik $\bar{\kappa}$,

w sciskającej części cyklu ($\dot{\sigma} < 0$, $\sigma < 0$). Współczynnik $\bar{\kappa}$ charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu wynosi

$$\bar{\kappa} = \bar{\kappa}_r + \bar{\kappa}_s.$$

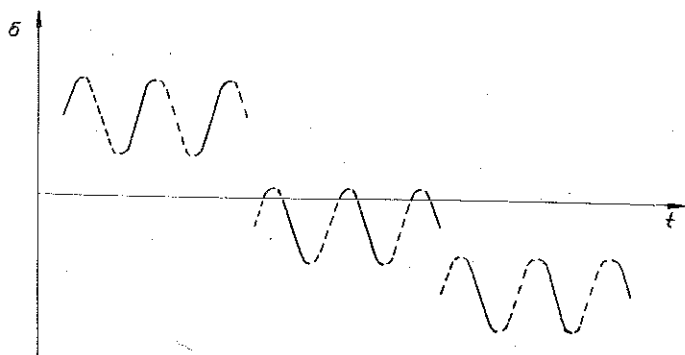
Wzór na współczynnik $\bar{\kappa}$ dla cyklu, w którym obciążenie zmienia się w granicach od σ_2 do σ_1 , ma więc postać

$$(3.3) \quad \bar{\kappa} = \rho_0 (e^{\nu\sigma_2} - e^{\nu\sigma_1}).$$

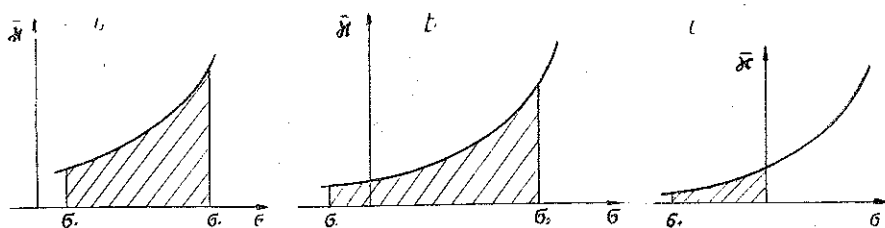
Gęstość dyslokacji w mikroobjętości metalu, na którą działało N cykli zmian obciążeń (σ_2, σ_1), zgodnie ze wzorami (3.1) i (3.3), wynosi

$$(3.4) \quad \rho = \rho_0 [(e^{\nu\sigma_2} - e^{\nu\sigma_1}) \ln N + 1].$$

Gęstość dyslokacji w mikroobjętości zawsze może być nieco mniejsza lub większa od wartości średniej gęstości dyslokacji w makroobjętości. W mikroobję-



Rys. 5. Różne przypadki zmiennego obciążenia



Rys. 6. Współczynnik charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu

tościach, w których występuje większe zagęszczenie ruchomych dyslokacji i źródeł Franka-Reada, proces tworzenia się nowych dyslokacji przebiega znacznie intensywniej, niż w pozostałych mikroobjętościach. Ma to miejsce w warstwie wierzchniej metalu.

4. UWAGI KOŃCOWE

Jak wynika ze wzoru (3.3) największa gęstość dyslokacji będzie w tych mikroobjętościach, w których początkowa gęstość dyslokacji ρ_0 była największa. Będą to przede wszystkim mikroobjętości należące do warstwy wierzchniej. Wiąże się to z technologią wytwarzania (najczęściej obróbką mechaniczną) elementów, która

powoduje powstanie odkształceń plastycznych i tym samym wzrost gęstości dyslokacji w warstwie wierzchniej.

Ponieważ mikroobjętości materiału, należące do warstwy wierzchniej, mają początkową gęstość dyslokacji większą niż mikroobjętości należące do rdzenia, ulegają więc wcześniej dekohezji, tzn. po mniejszej liczbie cykli zmian obciążeń, co pozwala wyjaśnić znany fakt inicjacji pęknięć zmęczeniowych w warstwie wierzchniej materiału. Nie stoi to w sprzeczności z ogólnie znanym sposobem podnoszenia trwałości zmęczeniowej, polegającym na wytwarzaniu zgniotu (znacznej gęstości dyslokacji) w warstwie wierzchniej. Ten sposób podwyższenia wytrzymałości zmęczeniowej można wyjaśnić przy uwzględnieniu faktu, że zgniot powierzchniowy wprowadza określoną strukturę dyslokacyjną mającą wpływ na dalszy wzrost gęstości dyslokacji oraz tym, że wzrost gęstości dyslokacji powoduje zmianę stanu naprężeń w warstwie wierzchniej metalu.

LITERATURA CYTOWANA W TEKŚCIE

1. В. П. Алехин, Г. Г. Алпьев, М. Х. Шоршоров, *Образование градиента плотности дислокации в поверхностных слоях кристаллов кремния на начальной стадии деформации*, Физ. и хим. обраб. материалов 3, 143-146, 1971.
2. В. П. Алехин, Г. Г. Алиев, М. Х. Шоршоров, *Особенности предпочтительной поверхностной деформации монокристаллов кремния на начальной стадии деформирования*, Физ. и хим. обраб. материалов, 5, 89-97, 1971.
3. В. П. Алехин, О. Б. Гусев, М. Х. Шоршоров, *О причинах проявления аномальной пластичности в поверхностных слоях кристаллов на начальной стадии деформации*, Физ. и хим. обраб. материалов, 6, 50-60, 1969.
4. А. П. Алехин, В. Д. Иванов и др., *Источник дислокации в полупроводнике при сварке полупроводников с металлами*, Физ. и хим. обраб. материалов, 1, 98-104, 1967.
5. Б. Чалмерс, Р. Дэвис, Сб. *Дислокации и механические свойства кристаллов*, Изд-во иностр. лит., 169, 1960.
6. A. FERRO, G. MONTALENTI, *Fatigue of pure iron and of iron containing a small quantity of carbon after strain ageing*, Phil. Mag., 85, 8, 105-119, 1963.
7. L. GOŁASKI, *Badanie nad określeniem stopnia zmęczenia metali*, Praca doktorska, Wrocław 1964.
8. А. В. Гурев, Г. Столяров, *Микроскопическое исследование развития полос скольжения и закономерностей накопления при усталостных испытаниях*, Изд. Наука, Москва 1967.
9. Z. HÄNDZEL, *Hipoteza dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń*, Mech. Teor. i Stos., 4, 1971.
10. D. HANEMAN, *Structure and adsorption characteristics of (111) and (11 $\bar{1}$) surfaces of InSb cleaned by ion bombardment and annealing*, J. Phys. Chem. Solids, 14, 163-168, 1960.
11. D. HANEMAN, *Surface structures and properties of diamond-structure semiconductors*, Phys. Rev., 121, 4, 1093-1100, 1961.
12. D. HANEMAN, *Proceedings of the International Conference on Semiconductors*, Prague, 1962, 1961.
13. G. H. HOLLOMON, *Rep. of 9-th Solvay Conf.*, Brussels, 576, 1952.
14. W. G. JOHNSTON and J. J. GILMAN, *Dislocation multiplication in lithium fluoride crystals*, J. Appl. Phys., 31, 4, 632-643, 1960.
15. P. KETTUNEN, *Fatigue limit of body-centred iron*, Phil. Mag., 100, 9, 713-717, 1963.
16. S. KITAJIMA, H. TANAKA, H. KAIEDA, *Dislocation distribution near the surface of weakly deformed copper crystals*, Trans. Japan Inst. Metals, 10, 1, 12-16, 1969.

17. S. KOCANĀDA, *O ekstruzjach i intruzjach oraz innych zjawiskach zmieniających mikronierówności powierzchni przy obciążeniu zmiennym*, Biuletyn WAT, dod. do nr 9/10, 1962.
18. K. KOLB, E. MASCHERAUCH, *Die Eigenspannungsaubildung in verformten Stählen*, Archiv für das Eisenhüttenwesen, 36, 1, 9–27, 1965.
19. S. MENDELSON, *Role of surfaces in plastic flow of NaCl single crystals*, J. Appl. Phys., 33, 7, 2182–2186, 1962.
20. D. NEUBERT, *Zur kinetik der versetzungsmultiplikation bei statischer verformung von halbeitern*, Acta Met., 15, 8, 1359–1363, 1967.
21. И. А. ОГИНГ, *Бездиффузионный механизм образования и разрастания усталостных трещин*, В сб. Циклическая прочность металлов, Изд. АН СССР, 1962.
22. T. PORĘBSKI, *Niektóre aspekty niesinusoidalnych naprężeń zmęczeniowych*, Praca doktorska, Wrocław 1961.
23. K. SUMINO, *Easy operation of dislocation sources in the surface region of crystal during plastic deformation*, J. Phys. Soc. Japan, 17, 3, 454–462, 1962.
24. K. SUMINO and M. YAMAMOTO, *Preferential plastic deformation in the surface region of Al and α -Fe single crystals*, J. Phys. Soc. Japan, 16, 1, 131–132, 1961.
25. Т. Судзуки, Сб. Дислокации и механические свойства кристаллов, Изд-во иностр. лит. 151, 1960.
26. Ф. Терентьев, *К вопросу о природе физического предела текучести и хрупкого разрушения*, Докл. АН СССР, 185, 1, 83–86, 1969.
27. М. Х. Шоршоров, В. П. Алехин и др., *Электронно-микроскопическое исследование дислокационной структуры поверхностных и объемных слоев монокристаллического кремния на начальной стадии деформирования*, Физ. и хим. обраб. материалов, 1, 71–75, 1973.
28. M. ZAKRZEWSKI, L. GOŁASKI, *O niektórych aspektach dekohezji zmęczeniowej*, Arch. Hut., 12, 2, 165–169, 1967.

Резюме

ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ИНИЦИИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ

В работе проанализированы причины, вызывающие раннюю пластическую деформацию поверхностного слоя кристаллов, а также влияние этого слоя на упрочнение и декогезию металлов. Дается тоже новая дислокационная модель усталости материалов, связывающая плотность дислокаций ρ с числом циклов изменений напряжений N , а также с максимальным и с минимальным напряжениями в цикле σ_2 и σ_1 .

SUMMARY

INFLUENCE OF DISLOCATION PROCESSES ON FATIGUE CRACKS INITIATION IN THE SURFACE

The reasons causing the early plastic deformations of the surface of crystals and the influence of this layer on the work-hardening and decohesion of metals is analyzed. A new dislocation model of the fatigue of materials in which the dislocation density ρ is related to the number of cycles of the stress changes N and to the maximum and minimum stresses in the cycles σ_2 and σ_1 is also given.

POLSKA AKADEMIA NAUK
INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI

Praca została złożona w Redakcji dnia 17 kwietnia 1974 r.