

HIPOTEZA DEKOHEZJI MIKROOBJĘTOŚCI
PODDANEJ DZIAŁANIU ZMIENNYCH NAPRĘŻEŃ*

ZOFIA H A N D Z E L (WARSZAWA)

Nie jest bynajmniej ujmą błędzenie w teoriach i hipotezach. Nasze hipotezy są raczej dla teraźniejszości niż dla przyszłości. Są one niezbędne dla wytłumaczenia poznanych faktów, ożywienia ich i zmobilizowania, a nade wszystko dla utorowania drogi nowym odkryciom.

Richard Willstaetter (1872–1942)

1. Wprowadzenie

Zjawisko zmęczenia metali, zachodzące pod wpływem zmiennych obciążeń, znane jest już od przeszło stu lat; nie ma jednak dotąd teorii, która tłumaczyłaby w wyczerpujący sposób związane z tym zjawiskiem procesy. Wynika to stąd, że zjawisko jest bardzo skomplikowane, zależne od całego zespołu czynników. Wielu z autorów [10, 16], podejmujących próbę teoretycznego wyjaśnienia procesu zmęczenia, sprowadziło swoje rozważania do ustalenia praw rozprzestrzeniania się mikropęknięć zmęczeniowych. Podejście takie obrazowo przedstawia omawiany problem, ale prowadzi jednocześnie do zbytniego uproszczenia zjawiska, zwłaszcza gdy rozpatruje się je z punktu widzenia fizyki i budowy metali.

Wśród autorów hipotez zmęczeniowych [1, 3, 4, 6, 14, 17, 21, 24, 27, 28] dominuje pogląd, że powstanie złomu zmęczeniowego determinowane jest procesami zachodzącymi w mikroobjętościach metali. Rozpowszechniony jest również pogląd [8, 22, 25, 27], że zjawisko zmęczenia metali wiąże się z defektami sieci krystalicznej.

W świetle tych poglądów, dla wyjaśnienia zjawiska zmęczenia metali, postawiono w niniejszej pracy hipotezę dekohezji mikroobjętości, uwzględniającą defekty sieci krystalicznej.

2. Prawdopodobieństwo wystąpienia dekohezji mikroobjętości

W celu opisu zjawisk zachodzących w metalu pod wpływem zmiennych obciążeń zakładamy, że metal ma taką mikrostrukturę jaką przyjęli MURZEWSKI [18] i VOLKOV [26].

*^o III nagroda na Ogólnopolskim Konkursie na prace teoretyczne z mechaniki, zorganizowanym przez Oddział Warszawski PTMTS w 1970 roku.

Dzielią oni ośrodek na elementy objętościowe makroskopowe Ω (I rzędu) i mikroskopowe ω (II rzędu), czyli na tzw. punkty fizyczne pierwszego i drugiego rodzaju.

Wymiary elementów makroskopowych Ω szacują autorzy na 10^{-2} cm, tak że elementy te mogą podlegać badaniom laboratoryjnym, wymiary zaś elementów mikroskopowych ω na 10^{-5} cm, tak żeby zachowały one jeszcze własności materii ciągłej. Przy tak pomysłanym geometrycznym podziale ośrodka, liczba elementów ω w Ω równa

$$(2.1) \quad M = \left(\frac{10^{-2}}{10^{-5}} \right)^3 = 10^9.$$

jest tego samego rzędu, co liczba makroelementów Ω w objętości części konstrukcyjnych o wymiarach liniowych 10 cm tzn.

$$(2.2) \quad K = \left(\frac{10}{10^{-2}} \right)^3 = 10^9.$$

Rozważania ograniczamy do ośrodków quasi-jednorodnych, sprężysto-kruchych, początkowo doskonale izotropowych. Przez quasi-jednorodność rozumiemy jednorodność w skali makroskopowej przy jednoczesnej niejednorodności w skali mikroskopowej. Sprężysto-krucha własność mikroelementu polega na tym, że po odkształceniu sprężystym i osiągnięciu przez mikronapężenie s odpowiedniej mikrowytrzymałości P następuje natychmiastowy spadek mikronapężenia do zera.

Sprężysto-krucha własność makroelementu polega na tym, że aż do granicy sprężystości materiał podlega prawu Hooke'a, następnie mogą zachodzić w nim nieliniowe odkształcenia na skutek spękania, czyli tzw. plastyczność destrukcyjna. W związku z tak przyjętym modelem ośrodka rozróżniamy zniszczenie mikroskopowe, czyli drugiego rodzaju i makroskopowe, czyli pierwszego rodzaju.

Zakładamy, że w objętości V ciała działa niejednorodne pole mikronaprzeżeń s , gdzie s_k ($k = 1, 2, \dots, M$) oznacza napężenie działające na mikroelement ω_k . Jeżeli granica mikrowytrzymałości elementu ω_k wynosi P_k , to warunek naruszenia spójności tego mikroelementu zapisujemy w postaci

$$(2.3) \quad s_k \geq P_k.$$

Zarówno mikrowytrzymałość P , jak też mikronapężenie s są zmiennymi losowymi. Autorzy statystycznych kryteriów dekohezji [18, 19, 26] dla uproszczenia obliczeń tylko jedną z tych wielkości uważają za zmienną losową, a drugą — ustalają.

W niniejszej pracy zarówno mikrowytrzymałość P , jak i mikronapężenie s rozpatruje się jako zmienne losowe, co znacznie komplikuje wyznaczenie prawdopodobieństwa dekohezji mikroobjętości. W dalszej części pracy zostanie podjęty ten problem w odniesieniu do pewnego szczególnego przypadku.

3. Wpływ zmiennych naprzeżeń na wzrost gęstości dyslokacji w mikroobjętości

Obecnie uznaje się, że powstawanie złomów zmęczeniowych odbywa się z udziałem defektów sieci krystalicznej. Postawiona w niniejszej pracy hipoteza uwzględnia wpływ gęstości dyslokacji na dekohezję mikroobjętości, natomiast pomija wpływ defektów punk-

towych. Wiąże się to z tym, że defekt punktowy powoduje zakłócenia stateczności sieci krystalicznej jedynie w otoczeniu danego punktu, natomiast dyslokacja powoduje zakłócenia wzdłuż całej linii dyslokacji i tym samym ma większy udział w tym procesie.

Liczba dyslokacji w mikroobjętości, na którą działają zmienne naprężenia, według teorii dyslokacji [7, 9, 15], zależy od liczby cykli N oraz od wartości maksymalnego i minimalnego naprężenia w cyklu.

Zmiana gęstości dyslokacji w mikroobjętości wywołana działaniem N cykli zmian naprężeń σ będzie wyznaczona zależnością

$$(3.1) \quad f(\sigma, N) = \frac{\partial^2 \varrho}{\partial N \partial \sigma},$$

gdzie: ϱ — gęstość dyslokacji.

O zmianie gęstości dyslokacji, jaka zachodzi w mikroobjętości wraz ze wzrostem liczby cykli, można sądzić na podstawie eksperymentu przeprowadzonego przez GURJEWĄ i STOLAROWĄ [11]. Doświadczenie to polegało na tym, że próbki poddano działaniu zmiennych obciążeń, po uprzednim trawieniu ich powierzchni. W wyniku obserwacji i pomiarów nierówności pojawiających się na powierzchni badanych próbek ustalono, że szybkość wzrostu tych nierówności jest odwrotnie proporcjonalna do liczby cykli obciążeń. Zdaniem autorów cytowanego doświadczenia, wychodzące na powierzchnię próbki nierówności są związane z lokalnym «puchnięciem» metalu, co można tłumaczyć miejscowym wzrostem gęstości dyslokacji.

W związku z powyższym zakładamy, że przyrost gęstości dyslokacji w mikroobjętości jest odwrotnie proporcjonalny do liczby cykli N i wprost proporcjonalny do współczynnika κ

$$(3.2) \quad f(\sigma, N) = \frac{\kappa}{N}.$$

Współczynnik κ w ogólnym przypadku wyrażony jest przez zależność:

$$(3.3) \quad \kappa = \kappa(\sigma_2, \sigma_1, \varrho_0, R_r, \dots),$$

gdzie: σ_2 — maksymalne naprężenie w cyklu,

σ_1 — minimalne naprężenie w cyklu,

ϱ_0 — początkowa gęstość dyslokacji,

R_r — wytrzymałość na rozrywanie,

a kropki oznaczają inne parametry wpływające na zmianę gęstości dyslokacji, jak np. kształt cyklu, częstotliwość zmian obciążeń, temperatura.

W niniejszej pracy pomija się wpływ częstotliwości, kształtu cyklu itp. na zmianę gęstości dyslokacji. Gęstość dyslokacji będzie zależeć również od historii obciążenia.

W celu wyznaczenia współczynnika κ rozpatrujemy zmianę gęstości dyslokacji w poszczególnych ćwiartkach cyklu zmian naprężeń. Zmianę gęstości dyslokacji zachodzącą w czasie trwania jednego cyklu rozważał już ODING [22].

ODING analizował zmianę gęstości dyslokacji, zachodzącą podczas symetrycznego cyklu zmian obciążeń. Uważał on, że w pierwszej ćwiartce cyklu, tj. podczas obciążenia, ruch dyslokacji prowadzi do takich zmian w sieci krystalicznej, które przeszkadzają

powrotowi części dyslokacji do ich źródeł podczas drugiej ćwiartki cyklu, tzn. podczas odciążania próbki. W trzeciej ćwiartce cyklu obciążanie ma znak odwrotny aniżeli w ćwiartce pierwszej. Dla tej części cyklu jest właściwy mniejszy opór odkształcenia (efekt Bauschingera). ODING tłumaczy to częściowym powrotem tych dyslokacji, które przemieszczały się w czasie pierwszej ćwiartki i nie zdążyły 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 liczba dyslokacji.

Zmianę gęstości dyslokacji, zachodzącą na przestrzeni jednego cyklu, eksperymentalnie wykazał GOŁASKI [9]. 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. GOŁASKI w oparciu o przeprowadzone doświadczenia wyciągnął następujące wnioski:

1) W próbce 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 w czasie trwania jednego cyklu zależy od amplitudy naprężenia oraz od liczby przebytych cykli.

3) 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 obciążona jest naprężeniami rozciągającymi, niż w czasie, gdy próbka jest ściskana.

W oparciu o wnioski GOŁASKIEGO założymy, że współczynnik κ charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu zależy od σ i $\text{sign } \dot{\sigma}$.

Współczynnik κ będzie również zależał od początkowej gęstości dyslokacji ρ_0 oraz od wartości wytrzymałości na rozrywanie R_r . Zakładamy więc:

$$(3.4) \quad \kappa = \kappa(\sigma, \text{sign } \dot{\sigma}, R_r, \rho_0).$$

Wzrost gęstości dyslokacji, zgodnie z rozważaniami ODINGA [22], będzie zachodzić, gdy $\dot{\sigma} > 0$, $\sigma > 0$ oraz gdy $\dot{\sigma} < 0$, $\sigma < 0$. W czasie trwania pozostałych części cyklu zmiana gęstości dyslokacji jest nieznaczna i pomijamy ją. Ilustruje to rys. 1.

Porównując wzory (3.1) i (3.2) otrzymujemy

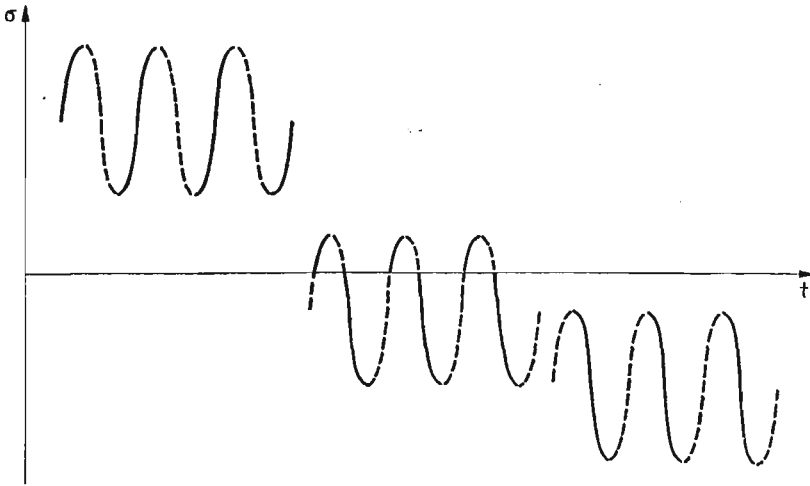
$$(3.5) \quad \frac{\partial^2 \rho}{\partial N \partial \sigma} = \frac{\kappa}{N}.$$

Całkując równanie (3.5) przy założeniu, że dla $N = 1$, $\rho = \rho_0$ otrzymujemy wyrażenie na przyrost gęstości dyslokacji jaki nastąpił w mikroobjętości na skutek działania N cykli zmian naprężeń:

$$(3.6) \quad \rho - \rho_0 = \int_1^N \int_{\sigma} \frac{\kappa}{N} d\sigma dN = \ln N \int_{\sigma} \kappa d\sigma,$$

gdzie: $\int \kappa d\sigma = \bar{\kappa}$ oznacza wartość współczynnika charakteryzującego zmianę gęstości dyslokacji w cyklu.

Aby obliczyć wartość współczynnika $\bar{\kappa}$ w zależności od znaku działającego naprężenia i znaku pochodnej naprężenia, wprowadzamy do granicy całki we wzorze (3.6) funkcję skokową Heaviside'a.



Rys. 1. Różne przypadki zmiennego obciążenia. (W pracy uwzględniono zmianę gęstości dyslokacji w tych częściach cyklu, które są zarysowane linią ciągłą)

Przyrost gęstości dyslokacji podczas rozciągającej części cyklu ($\dot{\sigma} > 0$, $\sigma > 0$) wynosi

$$(3.7) \quad \bar{\kappa}_r = \frac{\varrho_0}{R_r} (\text{sign } \dot{\sigma}) \int_{\sigma_1 \theta(\sigma_1)}^{\sigma_2 \theta(\sigma_2)} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma,$$

gdzie: ϱ_0 — początkowa gęstość dyslokacji,
 R_r — wytrzymałość na rozrywanie,
 σ_2 — maksymalne naprężenie w cyklu,
 σ_1 — minimalne naprężenie w cyklu,
 $\theta(\sigma)$ — funkcja skokowa Heaviside'a.

Przyrost gęstości dyslokacji podczas ściskającej części cyklu ($\dot{\sigma} < 0$, $\sigma < 0$) wynosi

$$(3.8) \quad \bar{\kappa}_s = \frac{\varrho_0}{R_r} (\text{sign } \dot{\sigma}) \int_{\sigma_2 \theta(-\sigma_2)}^{\sigma_1 \theta(-\sigma_1)} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma.$$

Współczynnik $\bar{\kappa}$ charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu wynosi

$$(3.9) \quad \bar{\kappa} = \bar{\kappa}_r + \bar{\kappa}_s.$$

Po wstawieniu wzoru (3.7) i (3.8) do (3.9) otrzymamy ostateczny wzór na wartość współczynnika $\bar{\kappa}$ dla cyklu, w którym obciążenie zmienia się w granicach od σ_2 do σ_1

$$(3.10) \quad \bar{\kappa} = \frac{\rho_0}{R_r} \left(\int_{\sigma_1 \theta(\sigma_1)}^{\sigma_2 \theta(\sigma_2)} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma - \int_{\sigma_2 \theta(-\sigma_2)}^{\sigma_1 \theta(-\sigma_1)} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma \right).$$

Współczynnik charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu zgodnie z wzorem (3.10) wynosi:

a) gdy $\sigma_2 > 0$ i $\sigma_1 > 0$

$$(3.11) \quad \bar{\kappa} = \frac{\rho_0}{R_r} \int_{\sigma_1}^{\sigma_2} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma = \rho_0 \left(e^{\frac{\sigma_2}{R_r}} - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right),$$

b) gdy $\sigma_2 > 0$ i $\sigma_1 < 0$

$$(3.12) \quad \bar{\kappa} = \frac{\rho_0}{R_r} \int_0^{\sigma_2} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma - \frac{\rho_0}{R_r} \int_0^{\sigma_1} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma = \rho_0 \left(e^{\frac{\sigma_2}{R_r}} - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right),$$

c) gdy $\sigma_2 = 0$ i $\sigma_1 < 0$

$$(3.13) \quad \bar{\kappa} = -\frac{\rho_0}{R_r} \int_0^{\sigma_1} e^{\frac{\sigma}{R_r}} d\sigma = \rho_0 \left(1 - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right).$$

Ogólnie, współczynnik charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu wynosi

$$(3.14) \quad \bar{\kappa} = \rho_0 \left(e^{\frac{\sigma_2}{R_r}} - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right).$$

Gęstość dyslokacji w mikroobjętości ω_i metalu, na którą działało N cykli zmian obciążeń (σ_2, σ_1) zgodnie z wzorem (3.14) i (3.6), wynosi

$$(3.15) \quad \rho = \rho_0 \left[\left(e^{\frac{\sigma_2}{R_r}} - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right) \ln N + 1 \right].$$

Gęstość dyslokacji w mikroobjętościach jest nieco mniejsza lub większa od wartości średniej gęstości dyslokacji w makroobjętości. W mikroobjętościach, w których występuje większe zagęszczenie dyslokacji, proces tworzenia się nowych dyslokacji przebiega znacznie intensywniej, niż w pozostałych mikroobjętościach. Prowadzi to do powstawania znacznie odkształconych mikroobjętości, zwanych pasmami poślizgu.

4. Hipoteza dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń

Na dekohezję mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych obciążeń, zdaniem autorki niniejszej pracy, mają wpływ dwa procesy:

a) proces obniżania wytrzymałości mikroobjętości na skutek wzrostu w niej gęstości dyslokacji, przebiegający zgodnie z zależnością podaną przez ZAKRZEWSKIEGO i GOŁASKIEGO [28];

b) proces obniżania wartości lokalnych naprężeń działających na mikroobjętość, który przebiega zgodnie z zależnością podaną przez NEUBERA [20].

Ad a). Rozbudowane pasma poślizgu, charakterystyczne dla obciążeń zmiennych, skupiają znaczne liczby dyslokacji. Nagromadzone w tych pasmach dyslokacje wpływają w zasadniczy sposób na wytrzymałość rozdzielczą metalu. Utrata stateczności sieci, prowadząca do dekohezji materiału, może nastąpić na skutek działania pola sił albo dylatacji termicznej, jak również na skutek lokalnego nagromadzenia się dyslokacji lub też w wyniku łącznego działania tych czynników. W konkretnej makroobjętości Ω_i najbardziej podatne na dekohezję będą mikroobjętości ω_j, \dots, k obarczone dodatkowo skażeniami sieci. Osiągnięcie krytycznego odkształcenia, odpowiadającego temperaturze topnienia w danej mikroobjętości, zapoczątkowuje lokalną utratę stateczności sieci i przejście w stan quasi-cieczy. Wartości naprężeń powodujących dekohezję mikroobjętości z dyslokacjami, podali ZAKRZEWSKI i GOŁASKI [28]

$$(4.1) \quad P = \frac{GE}{3G-E} \left(\int_T^{T_{top}} \alpha dt - \rho b^2 \right),$$

gdzie: P — trójosiowe równomierne naprężenie rozciągające powodujące dekohezję mikroobjętości z dyslokacjami,

G — moduł sprężystości poprzecznej,

E — moduł sprężystości podłużnej,

T_{top} — temperatura topnienia,

T — temperatura otoczenia,

α — współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej,

ρ — gęstość dyslokacji,

b — wektor Burgersa.

Pomijając spójność quasi-cieczy jako znikomą w stosunku do spójności ciała stałego możemy uważać, że P przedstawia wartość krytyczną wytrzymałości przy trójosiowym równomiernym rozciąganiu. Przyjmując, że quasi-ciecz działa jak karb, można założyć, że przyłożone jednoosiowe naprężenie w mikroobjętości z dużą ilością dyslokacji powoduje trójosiowy stan naprężeń.

Ad b). Lokalny wzrost gęstości dyslokacji w mikroobjętości powoduje wzrost naprężenia pola sił pochodzących od dyslokacji. Naprężenia lokalne działające na mikroobjętość są różnicą między naprężeniem zewnętrznym (tzn. naprężeniem wywołanym przez obciążenia zewnętrzne) i naprężeniem wewnętrznym związanym z istnieniem pola naprężeń wytworzonych przez dyslokacje. Naprężenia lokalne s dla obciążenia statycznego można wyrazić wzorem zaproponowanym przez NEUBERA [20]

$$(4.2) \quad s = \sigma - m\rho^n$$

gdzie: m, n — stałe, przez Neubera nie wyznaczone,

ρ — gęstość dyslokacji.

Dekohezja mikroobjętości z dyslokacjami nastąpi wtedy, gdy lokalne naprężenie s_k będzie większe lub równe mikrowytrzymałości P_k [wzór (2.3)]. Na podstawie wzoru

(4.1) i wzoru (4.2), w którym zakładamy $n = 1$, otrzymujemy warunek dekohezji k -tej mikroobjętości, w postaci

$$(4.3) \quad \sigma_2 \geq \frac{GE}{3G-E} \int_T^{T_{\text{top}}} \alpha dt + \left(m - \frac{GE}{3G-E} \cdot b^2 \right) \rho_k,$$

gdzie: ρ_k — gęstość dyslokacji w k -tej mikroobjętości.

Prawdopodobieństwo dekohezji mikroobjętości można wyznaczyć, gdy znane będą parametry rozkładu gęstości dyslokacji poszczególnych mikroobjętości.

Na podstawie:

- warunku dekohezji mikroobjętości, wzór (2.3),
- wartości wytrzymałości mikroobjętości z dyslokacjami, wzór (4.1),
- wartości naprężeń lokalnych działających w mikroobjętości z dyslokacjami, wzór (4.2),
- wartości gęstości dyslokacji w mikroobjętości, wzór (3.15),

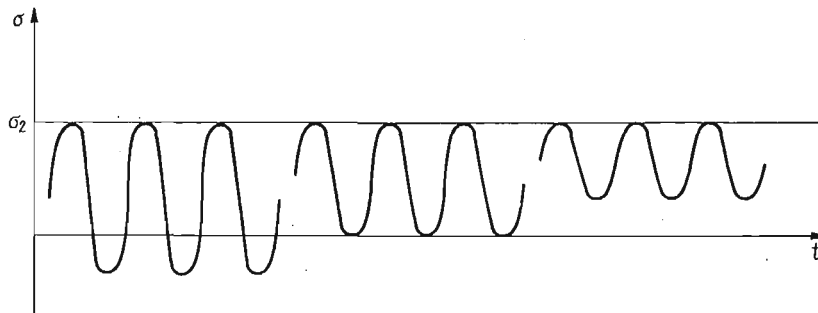
można ostatecznie wyrazić warunek dekohezji mikroobjętości z dyslokacjami

$$(4.4) \quad \sigma_2 = \frac{GE}{3G-E} \int_T^{T_{\text{top}}} \alpha dt + \left[m - \left(\frac{GE}{3G-E} b^2 \right) \right] \cdot \left[\left(e^{\frac{\sigma_2}{Rr}} - e^{\frac{\sigma_1}{Rr}} \right) \ln N + 1 \right] \rho_0.$$

Wzór powyższy jest analitycznym zapisem postawionej w pracy hipotezy.

5. Weryfikacja hipotezy dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń w oparciu o dane eksperymentalne

Badania zmęczeniowe podają liczby cykli, które przy ustalonych naprężeniach $\sigma_2 = \sigma_{\text{max}}$ i $\sigma_1 = \sigma_{\text{min}}$ powodują złom, czyli dekohezję mikroobjętości będących w płaszczyźnie złomu. Jeśli nie uwzględni się etapu łączenia się mikroszczelin w makroszczeliny, co przypada na końcowe cykle zmian obciążeń (kilka procent ogólnej liczby cykli), to można w oparciu o badania zmęczeniowe weryfikować hipotezę dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń (szczegóły weryfikacji i obliczenia w pracy [12]).

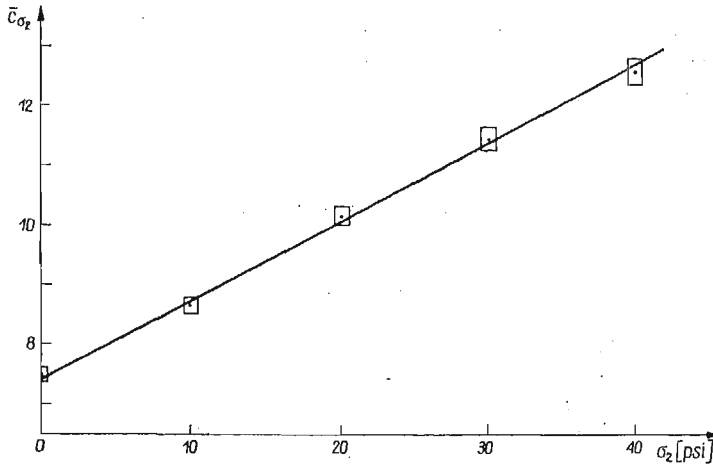


Rys. 2. Różne przypadki zmiennego obciążenia, w których $\sigma_2 = \text{const}$

Weryfikację postawionej hipotezy dokonamy w oparciu o wyniki badań zmęczeniowych stopu 2024-T4 przeprowadzonych w Aluminium Research Laboratories w New Kensington [13].

Jeżeli badania zmęczeniowe będą przeprowadzone w stałej temperaturze ($T = \text{const}$ tzn. $\int_T^{T_{\text{top}}} \alpha dt = \text{const}$), a badany metal poddany będzie zmiennym naprężeniom, z których maksymalne naprężenie jest stałe ($\sigma_2 = \text{const}$; rys. 2), to na podstawie postawionej hipotezy dekohezji mikroobjętości [wzór (4.4)], zachodzi równość

$$(4.5) \quad \left(e^{\frac{\sigma_2}{R_r}} - e^{\frac{\sigma_1}{R_r}} \right) \ln N = c_{\sigma_2} = \text{const.}$$



Rys. 3. Liniowa zależność c_{σ_2} od σ_2 dla stopu 2024-T4

Jeżeli stałą c_{σ_2} , określoną wzorem (4.5) wstawimy do wzoru (4.4), to otrzymamy liniową zależność σ_2 od c_{σ_2}

$$(4.6) \quad \sigma_2 = \frac{GE}{3G-E} \int_T^{T_{\text{top}}} \alpha dt + \left[m - \frac{GE}{3G-E} b^2 \right] \varrho_0 (c_{\sigma_2} + 1).$$

Obliczone wartości c_{σ_2} i ich błędy $S_{c_{\sigma_2}}$ [12] naniesiono na rys. 3, z którego wynika liniowa zależność c_{σ_2} od σ_2 , co potwierdza postawioną hipotezę.

6. Zastosowanie wniosków wynikających z hipotezy dekohezji mikroobjętości w praktyce inżynierskiej

Z hipotezy dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń wynikają wnioski, które można uogólnić na wyniki badań zmęczeniowych elementów maszyn:

a) Naprężenia σ_{max} , σ_{min} , liczba cykli zmian obciążeń N i temperatura T wpływają w ściśle określony sposób [wzór (4.4)] na dekohezję mikroobjętości. Daje to możliwość analizowania wpływu maksymalnych i minimalnych naprężeń oraz temperatury na wyniki badań zmęczeniowych.

b) Skłonność do kruchego pęknięcia elementów poddanych działaniu zmiennych obciążeń tłumaczy postawiona hipoteza. Mianowicie dyslokacje gromadzące się w mikroobjętościach blokują poślizgi i tym samym stwarzają korzystne warunki dla powstania złomu kruchego.

c) Przyrost gęstości dyslokacji przypadający na cykl następuje nie tylko na skutek zmian obciążeń, ale również na skutek zmian temperatury. Uwzględnienie zmiany gęstości dyslokacji jaka zachodzi pod wpływem zmiany temperatury, pozwoli wyjaśnić i opisać zmęczenie cieplne, jak również zmęczenie mechaniczno-cieplne.

d) Współczynnik charakteryzujący zmianę gęstości dyslokacji w cyklu pozwala uwzględnić nie tylko wpływ zmian obciążeń na dekohezję mikroobjętości, ale również wpływ takich wielkości, jak częstość zmian obciążeń, kształt cyklu, historia obciążeń.

e) Zależność między naprężeniami i ilością cykli można uogólnić na obciążenia, których wartości zmieniają się losowo. Wiąże się to z niezawodnością urządzeń mechanicznych poddanych działaniu losowo zmiennych obciążeń oraz z eksploatacyjną wytrzymałością elementów maszyn.

Literatura cytowana w tekście

1. Н. Н. АФАНАСЬЕВ, *Статистическая теория усталостной прочности*, ЖТФ, т. 10, вып. 19, 1940 г.
2. А. А. АСАТУРОВ, В. А. КОМОРОВА, *О моментных функциях пластических микродеформаций*, Физ. мет. № 17, 1964 г.
3. А. ВУСН, *Zagadnienie wytrzymałości zmęczeniowej*, PWN, Warszawa 1964.
4. U. DEHLINGER, *Zur Theorie der Wechselfestigkeit*, Zeitschrift für Physik, t. 115, Nr. 11-12, 1940.
5. А. ЕСИИ, W. J. D. JONES, *A statistical approach to micro-plastic strain in metals*, Journal of Strain Analysis, nr. 1, 1966.
6. А. М. ФРЕУДЕНТАЛ, J. H. ВЕЙНЕР, *On the thermal aspects of fatigue*, J. Appl. Phys., nr. 11, 1954.
7. J. ФРИДЕЛ, *Dislocations*, Pergamon Press, 1964.
8. F. E. FUJITA, *Dislocation theory of the fatigue fracture of ductile metals*, Science Reports of the Research Institutes Tohoku University, vol. 6, 1954.
9. L. ГОЛАСКИ, *Badania nad określeniem stopnia zmęczenia stali*, Dysertacja doktorska, Wrocław 1964.
10. А. А. ГРИФТИИ, *1-st International Conference of Applied Mechanics*, Delft 1924.
11. А. В. ГУРЬЕВ, Г. Ю. СТОЛЯРОВ, *Микроскопические исследование развития полос скольжения и закономерностей накопления поврежденных мест стали при усталостных испытаниях*. Материалы IV совещания по усталости металлов, Издательство «Наука», Москва 1967.
12. Z. HANDZEL, *Hipoteza dekohezji mikroobjętości poddanej działaniu zmiennych naprężeń*, Praca doktorska IPPT PAN, Warszawa 1971.
13. F. M. HOWELL, J. L. MILLER, *Axial-stress fatigue strengths of several structural aluminium alloys*, ASTM, V. 55, 1955.
14. В. С. ИВАНОВА, *Структурно энергетическая теория усталости металлов*, Циклическая прочность металлов., Изд. АН СССР, Москва 1962.
15. А. Н. КОТТРЕЛЛ, *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford 1953.
16. R. W. LARDNER, *Crack propagation under random loading*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 14, 1966.
17. N. F. МОТТ, *Creep and Fracture of Metals*, NPL, 21, Phil. Library Inc., New York 1957.
18. J. МURZEWSKI, *O statystycznej teorii prawie jednorodnego ośrodka kruchego*, Czas. Techn., Nr. 5, 1958.
19. J. МURZEWSKI, *Пластичность и выносливость микроскопическая неоднородных оśроdków стальных*, Arch. Bud., Politechniki Krakowskiej, Zeszyt specjalny nr. 1, PWN, Kraków 1966.
20. D. NEUBER, *Zur Kinetik der Versetzungsmultiplikation bei statischer verformung von halbleitern*, Acta Metall., Vol. 15, 1967.
21. И. А. ОДИИГ, *Бездиффузионный механизм образования и разрастания усталостных трещин*, Циклическая прочность металлов., Изд. АН СССР, Москва 1962.

22. I. A. ODING, *Teoria dyslokacji w metalach i jej zastosowanie*, PWN, Warszawa 1961 (tłum. z ros.).
23. S. PIŁECKI, *Wstęp do dyfuzyjnej teorii zmęczenia metali*, Prace IPPT, Warszawa 1970.
24. С. И. РАТНЕР, *Разрушение при повторных нагрузках*, Докл. АН СССР, т. 106, 1956.
25. Г. В. УЖИК, *Сопротивления отрыву и прочность металлов*, Изд. АН СССР, Москва 1950.
26. С. Д. ВОЛКОВ, *Статистическая теория прочности*, Машгиз, Москва 1960.
27. M. ZAKRZEWSKI, *W sprawie teorii dekohezji*, Przegląd Spawalnictwa, nr. 4, 1959.
28. M. ZAKRZEWSKI, L. GOŁASKI, *O niektórych aspektach dekohezji zmęczeniowej*, Arch. Hutn., t. XII, zeszyt 2, 1967.

Р е з ю м е

ГИПОТЕЗА РАЗРУШЕНИЯ МИКРООБЪЕМА ПРИ ДЕЙСТВИИ
ПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

В работе использована модель среды с микроструктурой, описанная в работах Е. Мужевского [18] и С. Д. Волкова [26]. Принято, что среда состоит из макроэлементов Ω , которые, в свою очередь, состоят из микроэлементов ω . Сформулирована гипотеза, связывающая увеличение плотности дислокации в микрообъеме с величиной переменного напряжения, числом циклов и начальной плотностью дислокаций. Определено условие разрушения микрообъема при действии переменного напряжения.

S u m m a r y

HYPOTHESIS OF DECOHESION OF MICRO-VOLUME UNDER VARIABLE STRESS

The model assumed of the medium with microstructure is similar to that introduced in the papers by J. Murzewski [18] and S. D. Volkov [26] and consists in dividing the body into macro-elements Ω , and subdividing them into micro-elements ω . The hypothesis concerning the increase of dislocation density in the micro-volume depending on the variable stress, the quantity of cycles and the initial dislocation density has been formulated. The condition of decohesion of metal micro-volume under variable stress has been defined.

INSTYTUT MECHANIZACJI I ELEKTRYFIKACJI ROLNICTWA
WARSZAWA

Praca została złożona w Redakcji dnia 15 lutego 1971 r.