

BADANIA PRĘDKOŚCI PĘKANIA I KSZTAŁTU PĘKNIĘCIA W STALI O PODWYŻSZONEJ
WYTRZYMAŁOŚCI PRZY ZMIENNYM ZGINANIU¹⁾

STANISŁAW K O C A Ń D A, ANDRZEJ L I K O W S K I (WARSZAWA)

1. Uwagi wstępne

Badania prędkości zmęczeniowego pęknięcia w warunkach obciążeń różnych od rozciągania czy rozciągania — ściskania są nieco trudniejsze. Dla przykładu — przy obrotowym zginaniu istnieją niewielkie możliwości pomiaru rozwoju pęknięć w czasie trwania obciążenia. Oświetlenie miejsca rozwoju pęknięcia lampą stroboskopową jest tylko w niewielkim stopniu pomocne. Dlatego też najczęściej dokonuje się pomiaru przy zatrzymaniu urządzenia badawczego obserwując wydłużenie się pęknięcia na powierzchni walcowej próbki za pomocą metody replik. Rozwój pęknięcia wgłęb próbki zaznacza się w postaci linii zmęczeniowych wywołanych określonymi cyklami przeciążeniowymi po ustalonych przedziałach liczb cykli obciążenia podstawowego. Wprowadza to naturalnie nieprawidłowość w obliczeniach prędkości pęknięcia. Inną metodą jest różnego rodzaju utlenianie powierzchni pęknięć, na przykład, przez umiejętne nagrzewanie. Te nieciągłe pomiary są obarczone dość dużymi błędami. Dlatego też najchętniej korzysta się z badań mikrofraktograficznych, zliczając prążki na wycinkach złomów różnie oddalonych od miejsc inicjacji pęknięć. Przyjmuje się wtedy, że jeden prążek odpowiada jednemu cyklowi obciążenia. Założenie to nie jest jednak spełnione w początkowym okresie pęknięcia. Znacznie łatwiej śledzi się ciągły rozwój pęknięcia metodami optycznymi przy zginaniu próbek płaskich. Pewne trudności napotyka się tu przy wyższych amplitudach naprężenia.

Prędkość zmęczeniowego pęknięcia przy zginaniu oblicza się według klasycznego wzoru Parisa

$$(1) \quad \frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m$$

w którym $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{l}$, a C i m są wielkościami wyznaczonymi doświadczalnie zależnymi przede wszystkim od materiału i rodzaju obciążenia, $\Delta\sigma$ jest zakresem naprężenia: $\Delta\sigma = 2\sigma_a$, a $2l$ — długością pęknięcia. Obszerną dyskusję tego wzoru i wzorów pochodnych przeprowadzono w książce [1]. Przystosowanie wzoru (1) do różnych warunków obciążenia zginającego nie naruszyło w zasadzie rdzenia tego wzoru. Trudności pojawiają się jednak w przyjęciu współczynników korekcyjnych w obliczaniu ΔK dotyczących skończoności wymiarów badanych elementów kształtu inicjatora pęknięć i kształtu pęknięcia,

¹⁾ Praca stanowi rozszerzenie referatu wygłoszonego na VIII Sympozjum Doświadczalnych Badań w Mechanice Ciała Stałego. PTMST et al., Warszawa 1978

a zwłaszcza pęknięcia powierzchniowego i współczynników uwzględniających zmianę osi obojętnej zginania w miarę powiększania się pęknięcia od powierzchni w głąb próbki.

Wspomniane trudności wynikają z bardzo ograniczonej liczby wzorów do obliczeń tego rodzaju współczynników, wyprowadzonych metodami teoretycznymi, czy doświadczalnie określonymi.

Na odmiennosc rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu aniżeli przy rozciąganiu zwrócono uwagę w pracy [2]. Przedmiotem badań były płaskie próbki z karbem ze stopu aluminium. Pokazano wyraźnie załamany wykres $\frac{dl}{dN} = f(K)$. Rozwój pęknięcia w drugim stadium był najczęściej niezależny od odległości od osi obojętnej. Przypuszcza się, że przyczyną tego jest lokalna redystrybucja naprężeń w wyniku odkształceń plastycznych, które łącznie z czynnikiem geometrycznym decydującym o kształcie czoła pęknięcia, czyniły niezależność K od przyjętego układu osi współrzędnych.

W omawianej pracy prędkości zmęczeniowego pęknięcia określone na podstawie odległości międzyprążkowych na powierzchni złomu w pewnych przedziałach prędkości różnią się o dwa rzędy wielkości od prędkości ustalonych innymi metodami. Takich różnic nie obserwowano w warunkach zmiennego rozciągania czy rozciągania — ściskania.

Rozwój pęknięcia w obrotowo zginanych próbkach ze stali węglowej obserwowano w pracy [3] metodą replik. W próbkach wykonano nawiercenie o średnicy i głębokości 0,2 mm będące inicjatorem pęknięcia. Dwustopniowe obciążenie próbek powyżej i poniżej granicy zmęczenia miało na celu dostarczenie danych o rozwoju pęknięcia w takich warunkach obciążenia. Prędkość pęknięcia przy stałej amplitudzie naprężenia ujęto wzorem

$$(2) \quad \frac{dl}{dN} = C \cdot l$$

Wpływ geometrii karbu na inicjację i prędkość pęknięcia w próbkach ze stali o wysokiej zawartości węgla (0,87% C) i ze stali chromowej (0,13% C, 12,3% Cr) poddanych obrotowemu zginaniu był tematem pracy [4]. Inicjatorem pęknięcia był karb obrączkowy. Rozwój pęknięć na powierzchni próbek obserwowano za pomocą mikroskopu, a metodę utleniania zastosowano do pomiarów głębokości pęknięcia. Stwierdzono, że powiększenie się długości pęknięcia na powierzchni próbek jest niezależne od kształtu karbu, ale zależne od rodzaju materiału. Natomiast na prędkość pęknięcia w głąb próbek wpływ posiada kształt karbu. Wykazano również poprawność wzoru Parisa do opisu prędkości pęknięcia przy zmiennym zginaniu.

H. NAKAZAWA i H. KOBAYASHI [5] badali początkowy rozwój pęknięcia, a więc tzw. I stadium zmęczeniowego pęknięcia w obrotowo zginanych próbkach ze stali o małej zawartości węgla (0,15% C). Głębokość pęknięcia oceniano makroskopowo, stwierdzając schodkowy rozwój pęknięcia już po okresie inicjacji pęknięcia.

Interesującą propozycję opisu statystycznej fluktuacji wzrostu pęknięcia zmęczeniowego uwarunkowanej niejednorodnością mikrostruktury przedstawili T. KUNIO i współpracownicy [6]. Za podstawę modelu przyjęto wielkość pierwotnego ziarna austenitu d_m jako miarę niejednorodności oraz wielkość strefy plastycznej r_p obliczonej metodą mechaniki ośrodków ciągłych. Wykazano, że zmiany w prędkości pęknięcia zależą od stosunku r_p/d_m . Fluktuacje wielkości dl/dN są silniejsze przy małych wartościach K_{max} i przy $r_p \approx d_m$;

zaznaczają się znacznie mniej przy wysokich K_{\max} i przy $r_p \gg d_m$. Doświadczalną podstawę opisu stanowiły wyniki badań wydrążonych próbek ze stali o zawartości 0,17% C z inicjatorem pęknięcia, którym było nawiercenie o średnicy 0,2 mm, poddanych obrotowemu zginaniu. Przyrost pęknięcia na obwodzie próbki śledzono metodą replik. Średnią prędkość pęknięcia obliczono wg wzoru

$$(3) \quad \frac{dl}{dN} = \beta(K_{\max})^{\delta}.$$

We wielkości K_{\max} uwzględniono współczynnik korekcyjny kształtu próbki i inicjatora.

N. IINO [7] badał wpływ jednoczesnego rozciągania i zginania na prędkość zmęczeniowego pęknięcia w stopie aluminium. Rozwój pęknięcia mierzono od półeliptycznej szczeliny na powierzchni próbki i wzdłuż jej grubości. Prędkość pęknięcia opisywano nieco zmienionym wzorem Parisa:

$$(4) \quad \frac{dl}{dN} = C \left(\frac{K_{\max}}{\Delta K} \right) \Delta K^m.$$

Półeliptyczny kształt szczeliny zachował się w zasadzie w miarę wzrostu pęknięcia. Jednak wraz z powiększeniem się udziału zginania powiększyła się również długość pęknięcia w kierunku szerokości płyty.

P. C. PARIS i H. TADA [8] rozważali możliwość zmiany współczynnika K w warunkach wahadłowego zginania ($R = -1$) próbek z jednostronnym karbem. W przypadku działania dodatniego momentu zginającego istnieje pełne otwarcie pęknięcia i wtedy będzie K^+ ; dla ujemnego momentu — K^- . Badano stosunek K^-/K^+ i wykazano, że K^- może być pominięte w stosunku do K^+ (wynosiło od 1 do 5,4%). Była to próba zwiększenia dokładności określenia współczynnika K przy zmiennym zginaniu.

L. H. BURCK [9] wykazał przydatność prostego modelu rozwoju pęknięcia zmęczeniowego dla półeliptycznych pęknięć zmęczeniowych opartego na założeniach konwencjonalnych. Trudność w opisie pęknięcia przy zmęczeniowym zginaniu polegała na tym, że ΔK na czole pęknięcia nie jest adekwatny do opisu zmęczeniowego pęknięcia półeliptycznego.

L. H. Burck badał płaskie próbki ze stopu niklu z półeliptycznym inicjatorem pęknięcia poddając je płaskiemu zginaniu. Różne prędkości rozwoju pęknięcia na czole pęknięcia, wywołane progresywną zmianą geometrii pęknięcia dają się jednak określić wzorem Parisa (1), w którym ΔK określono jako

$$(5) \quad \Delta K = \Delta \sigma \sqrt{a} \cdot f \left(\frac{a}{c}, \frac{a}{g}, \Phi \right),$$

gdzie: $\Delta \sigma$ — zakres naprężeń.

Φ — określa lokalność zjawisk na czole pęknięcia,

$f \left(\frac{a}{c}, \frac{a}{g}, \Phi \right)$ — obejmuje, poza Φ , wpływ geometrii pęknięcia, gradient naprężeń,

$2c$ i a są długościami pęknięć w kierunku większej i mniejszej osi elipsy, a g grubością próbki.

Ze względu na aproksymowanie pęknięcia półelipsą, obliczono prędkość rozwoju pęknięcia tylko dla dużej i małej osi elipsy:

$$(6) \quad \frac{dc}{dN} = C(\Delta K_A)^m,$$

$$(7) \quad \frac{da}{dN} = C(\Delta K_B)^m.$$

ΔK_A i ΔK_B dotyczą pęknięć rozwijających się wzdłuż większej i mniejszej osi elipsy. Przyrost głębokości pęknięcia obliczano przez dodanie δa do istniejącej głębokości pęknięcia:

$$(8) \quad \delta a = (\Delta K_B / \Delta K_A)^m \delta c,$$

w ten sposób określono geometrię pęknięcia dla kolejnego przyrostu głębokości pęknięcia. Opisane postępowanie można zapisać poprzez scałkowanie równania (6) od c_0 do c_k :

$$(9) \quad N = \int_{c_0}^{c_k} dc / C \left[\Delta K_A \left(a, \frac{a}{c}, \frac{a}{g} \right) \right]^m,$$

gdzie zależność a od c określona jest jako:

$$(10) \quad a = \int_{c_0}^c (\Delta K_B / \Delta K_A)^m dc + a_0.$$

Wykazano więc możliwość opisu prędkości pęknięcia wzdłuż dużej i małej osi elipsy wzorem Parisa, którą potwierdzono wcześniej uzyskanymi wynikami eksperymentalnymi.

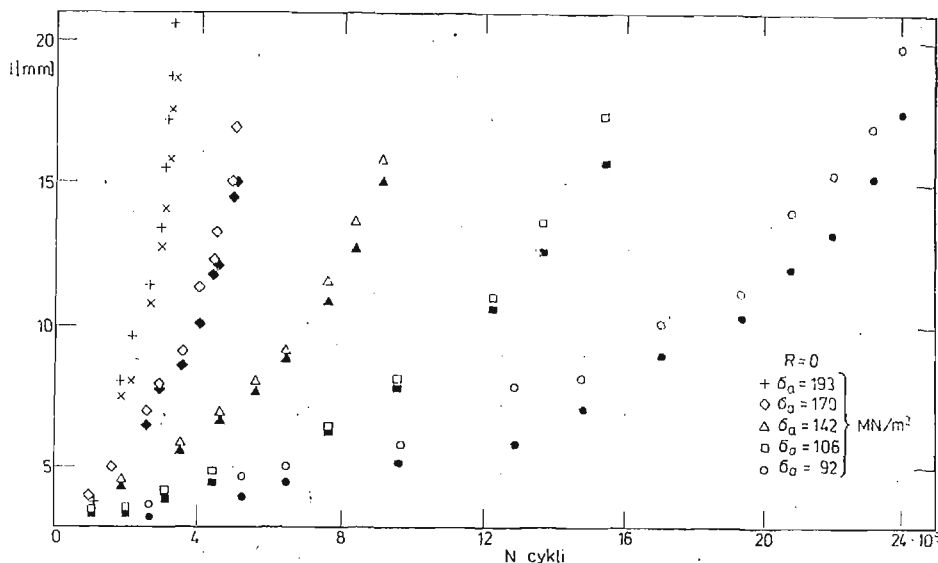
Z przytoczonych powyżej prac wynika, że badania prędkości pęknięcia przy zmiennym zginaniu zaczynają właściwie się rozwijać. Trwają poszukiwania najodpowiedniejszych metodyk badawczych i opisów wyników badań.

Najwięcej korzysta się z doświadczeń jakie uzyskano w badaniach pęknięcia przy zmiennym rozciąganiu czy rozciąganiu — ściskaniu, co ma miejsce również w naszych badaniach. Badania te są kontynuacją wcześniejszych badań własnych w stalach o podwyższonej wytrzymałości przy innych od zginania rodzajach obciążenia. Przedstawiono je, między innymi, w [10] [11] [12].

2. Metodyka i wyniki badań prędkości pęknięcia

Badania własne prowadzone były na próbkach ze stali 20G2ANbY (0,2% C, 1,5% Mn, 0,02% Si, 0,027% P, 0,025% S, 0,01 - 0,03% Nb) $R_m = 701 \frac{MN}{m^2}$, $R_{0.2} = 530 \frac{MN}{m^2}$ przy zmiennym, płaskim zginaniu. W płaskich próbkach o szerokości 45 mm o grubości 2,9 mm wykonano inicjatory pęknięć w postaci środkowych otworów o średnicy 3 mm z bocznymi nacięciami o długości 1,5 mm. Próbki poddano zginaniu wahadłowemu ($R = -1$) i odzerowo-tętnięcemu ($R = 0$) przy zmianie amplitudy naprężenia odpowiednio od 177 do 275 $\frac{MN}{m^2}$ i od 92 do 193 $\frac{MN}{m^2}$. Badania wykonano przy częstotli-

wości obciążenia 1500 cykli/min. Przyrosty długości pęknięcia obserwowano za pomocą przyrządów optycznych na powierzchni próbek, rejestrując długości pęknięcia w zależności od liczby cykli N . Przykładowy wykres $l = f(N)$ przedstawiony na rys. 1 nie odbiega od typowych. Znaki pomiarowe na wykresie nie zaczernione dotyczą długości pęknięcia z jednej strony próbki, zaczernione — z drugiej (l_1 i l_2). Uwagę zwraca jednak nierównomier-



Rys. 1. Zmiana długości pęknięcia l przy odzerowo-tętniącym zginaniu i przy różnych amplitudach naprężenia σ_a w zależności od liczby cykli N

ność rozwoju pęknięcia po obydwóch stronach niektórych próbek — jak na przykład przy $\sigma_a = 92 \frac{MN}{m^2}$, spowodowana przede wszystkim niejednorodnością struktury. Następnie obliczono kolejne wartości $\Delta l/\Delta N$ oraz wartości zakresu współczynnika intensywności naprężeń ze znanego wzoru:

$$(11) \quad \Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi l} M_k,$$

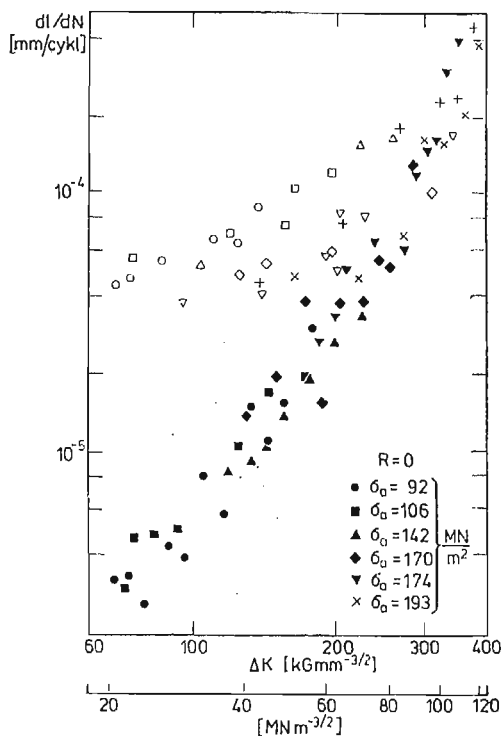
w którym $\Delta \sigma = 2\sigma_a$, $2l$ — jest długością pęknięcia, a M_k — współczynnikiem korekcyjnym uwzględniającym, zgodnie z zasadami mechaniki pęknięcia, skończoność szerokości elementów.

Współczynnik ten obliczamy ze wzoru:

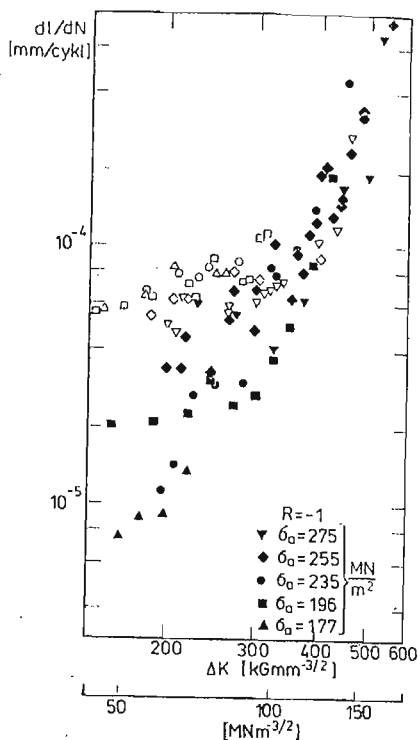
$$(12) \quad M = 1 - 0,1 \left(\frac{2l}{b} \right) + \left(\frac{2l}{b} \right)^2$$

We wzorze tym b jest szerokością próbki. Tak obliczony współczynnik obowiązuje w zasadzie dla przypadku rozciągania lub ściskania. Dlatego też mogą zaistnieć niewielkie błędy w wartości ΔK . Jednak, jak dotychczas, nie zostały wyraźnie sprecyzowane współczynniki M_k dla zginanych elementów ze środkowym otworem.

Wykresy prędkości zmęczeniowego pęknięcia $\frac{dl}{dN} = f(\Delta K)$ dla $R = 0$ i $R = -1$ przedstawiono na rys. 2 i 3 — zaczernione znaki pomiarowe. Do wykresów tych powrócimy jeszcze w dalszej części artykułu. Wyniki badań prędkości pęknięcia przy zginaniu wykazują dość duży obszar rozrzutu, bo sięgający dla $R = -1$ pół rzędu wielkości (rys. 3). Był on wywołany przede wszystkim nieregularnością przyrostów pęknięcia w bardzo wąskich przedziałach pomiarowych. Mniejszy obszar rozrzutu pomiarów zaobserwowano przy $R = 0$ (rys. 2).



Rys. 2. Korelacyjny wykres prędkości zmęczeniowego pęknięcia w stali 20G2ANbY przy odzerowującym zginaniu; punkty zaczernione dotyczą pomiarów długości pęknięcia na powierzchni próbek, a niezaczernione — pomiarów odległości międzyprążkowych na powierzchni pęknięć



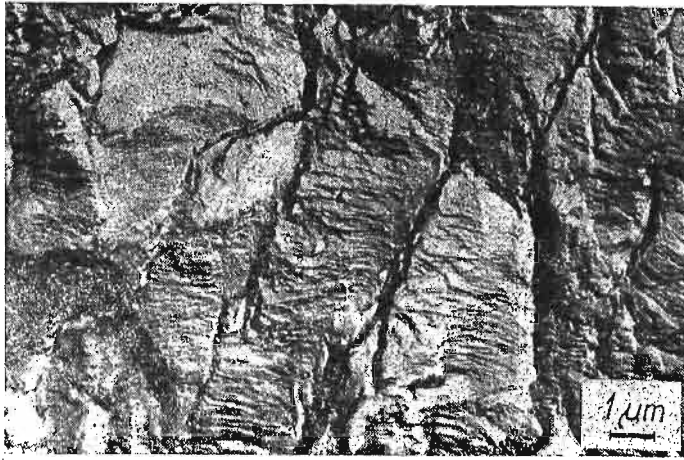
Rys. 3. Korelacyjny wykres prędkości zmęczeniowego pęknięcia w stali 20G2ANbY przy wahadłowym zginaniu; objaśnienia jak w podpisie rys. 2.

Zbiory punktów pomiarowych przykładowo przedstawione na omawianych wykresach umożliwiły ich przybliżony opis podstawowym równaniem (1). Stałą C i wykładnik m wyznaczono na podstawie przedstawionych wykresów na rys. 2 i 3. Dla $R = 0$ wielkości te wynoszą: $C = 6,34 \cdot 10^{-11}$, $m = 2,502$ a dla $R = -1$: $C = 4,33 \cdot 10^{-12}$, $m = 2,871$.

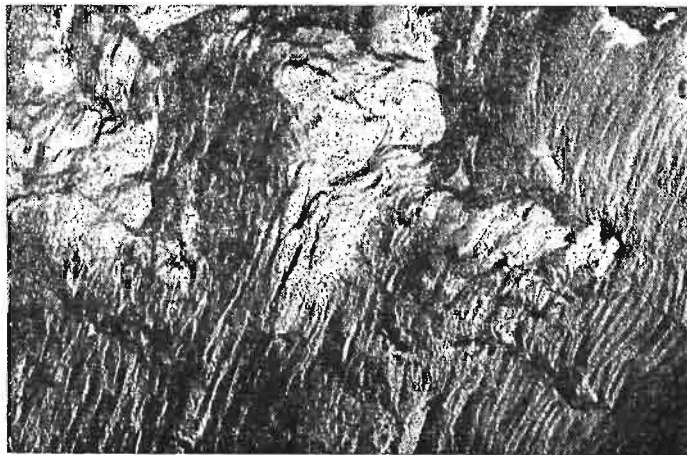
Porównanie uzyskanych wyników z rezultatami wcześniejszych badań własnych tej samej stali przy zmiennym rozciąganiu i rozciąganiu — ścisaniu wskazuje na istotnie mniejszą prędkość pęknięcia przy zmiennym zginaniu. Ponadto w znacznie mniejszym stop-

niu oddziałuje przy zginaniu współczynnik asymetrii cyklu R . Można sądzić, że tzw. „działanie podporowe” zaznacza się również korzystnie w prędkości rozwoju pęknięcia.

Analizy mikrofraktograficznej dokonano na podstawie dwustopniowych replik acetylocelulozowo-węglowych cieniowanych platyną, które badano na mikroskopie elektronowym transmisyjnym. Wybrane obrazy wycinków powierzchni pęknięć pokazano na zdjęciach elektrooptycznych na rysunkach od 4 do 11. Przy $R = 0$ jak i przy $R = -1$ przy mniejszych długościach pęknięć, a zatem i mniejszych prędkościach pęknięcia występują nieciągłości rozwoju pęknięcia oraz liczne uskoki zmieniające lokalne nachylenia mikroobszarów złomów w stosunku do płaszczyzny i kierunku głównego pęknięcia (rys. 4, 8, 11). Złomy wykazują charakter mieszany. Oprócz cech pęknięcia typowo zmęczeniowego (rys. 11) badanej stali zaznaczają się oznaki pęknięcia łupliwego (rys. 6). Występują

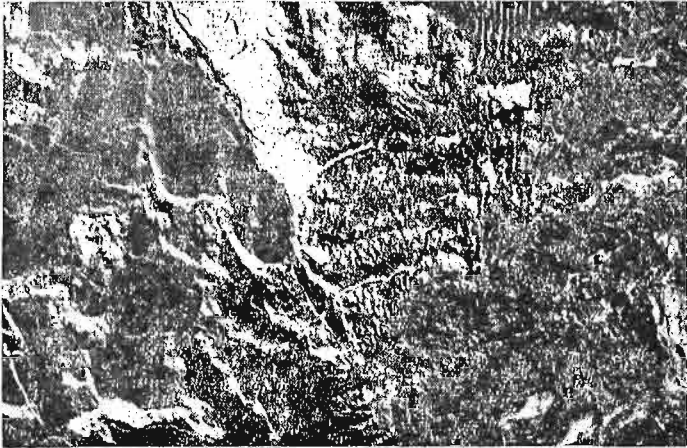


Rys. 4. Obraz wycinka powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY jako przykład badań przy $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0$, $\sigma_a = 193 \text{ MN/m}^2$, $l = 3,8 \text{ mm}$, $N = 1,2 \cdot 10^5$.

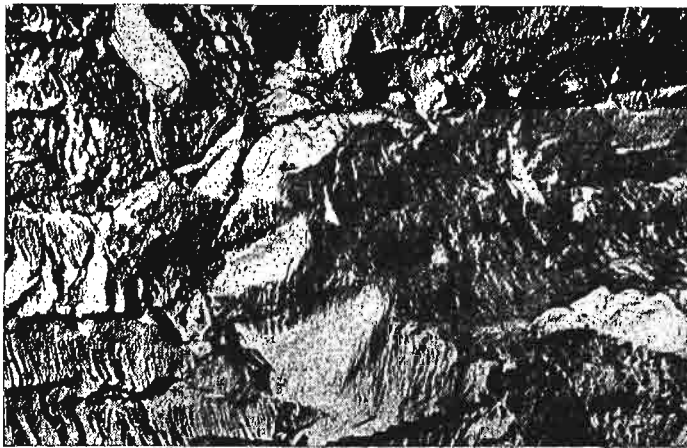


Rys. 5. Obraz wycinka powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY przy $R = 0$, $\sigma_a = 193 \text{ MN/m}^2$, $l = 17,2 \text{ mm}$, $N = 3,2 \cdot 10^5$.

także wycinki o różnych długościach międzyprążkowych przy prawie tej samej długości pęknięcia i miejscowe zmiany kierunku rozwoju pęknięć (rys. 7). Świadczy to o miejscowym przyspieszaniu lub opóźnianiu pęknięcia. Przy większych prędkościach pęknięcia układy prążków obejmowały większe wycinki powierzchni i były regularniejsze (rys. 5). Występują także wycinki podobne do układów prążków kruchych. Dość liczne miejscowe za-



Rys. 6. Wycinek powierzchni pęknięcia z oznakami pęknięcia łupliwego w stali 20G2ANbY przy $R = 0$, $\sigma_a = 92 \text{ MN/m}^2$, $l = 6,0 \text{ mm}$, $N = 1,1 \cdot 10^6$.



Rys. 7. Przykład różnych odległości między prążkami na powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY przy $R = 0$, $\sigma_a = 92 \text{ MN/m}^2$, $l = 12,5 \text{ mm}$, $N = 2,0 \cdot 10^6$

gniecenia powierzchni wystąpiły przy obciążeniu wahadłowym. Zachowana została jednak na powierzchni pęknięcia ogólna prostopadłość prążków do głównego kierunku pęknięcia, mimo wspomnianych lokalnych nieregularności.

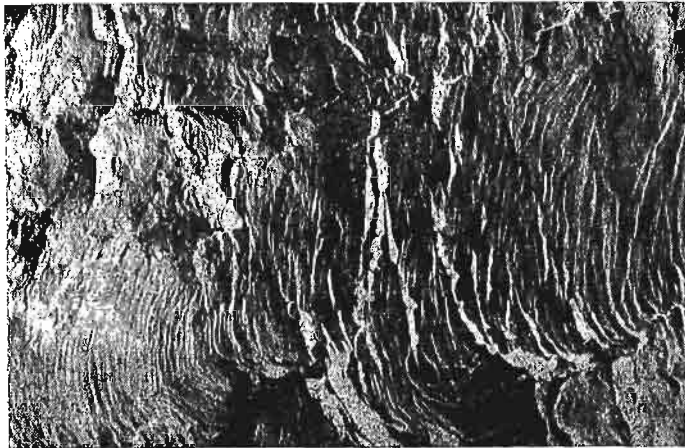
Przebieg zmęczeniowego pęknięcia przy zginaniu w stali 20G2ANbY jest podobny jak przy rozciąganiu i rozciąganiu — ściskaniu tej stali. Jest także mniej regularny, aniżeli w stalach uspokojonych z powodu niejednorodności strukturalnej. Jednakże i przy zgi-

naniu prążki dostarczają podstaw do obliczeń prędkości zmęczeniowego pęknięcia i odtwarzania historii obciążenia.

Podstawą analizy porównawczej prędkości zmęczeniowego pęknięcia był pomiar odległości międzyprążkowych na odpowiednio wybranych odcinkach na poszczególnych zdjęciach elektrooptycznych oraz wyniki badań prędkości pęknięcia otrzymane z obser-



Rys. 8. Przykład licznych miejscowych zagnieceń powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY przy $R = -1$, $\sigma_a = 275 \text{ MN/m}^2$, $L = 10,3 \text{ mm}$, $N = 1,8 \cdot 10^5$.

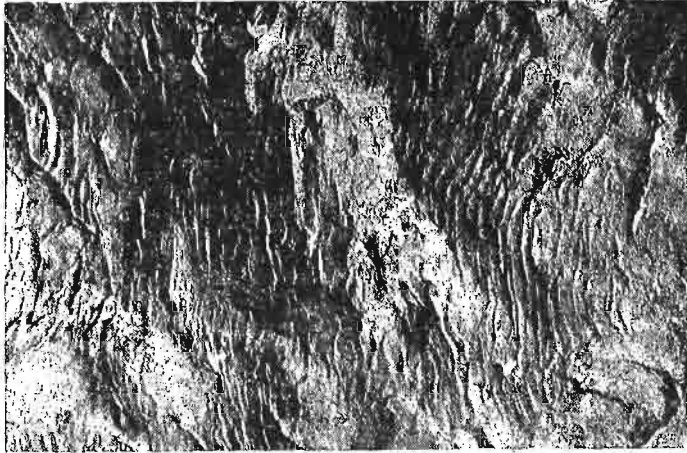


Rys. 9. Obraz wycinka powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY przy $R = -1$, $\sigma_a = 275 \text{ MN/m}^2$, $l = 13,5 \text{ mm}$, $N = 2,3 \cdot 10^5$

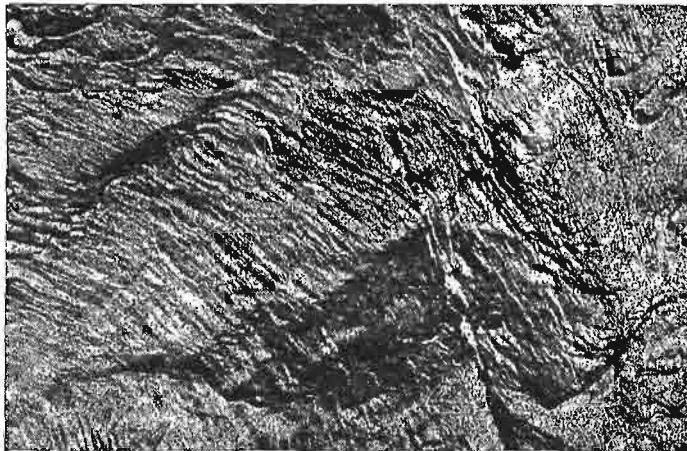
wacji na powierzchni próbki. Wykresy korekcyjne przedstawiono na wspomnianych już rys. 2 i 3. Znaki pomiarowe na wykresach niezaczernione dotyczą prędkości pęknięcia określonej z odległości między prążkami, a zaczernione — prędkości pęknięcia obliczone z pomiarów na powierzchni elementów. Zwraca uwagę dość duży obszar rozrzutu wyników badań uzyskanych obydwoima metodami. Jest to spowodowane przebiegiem pęknięcia wyraźnie odzwierciedlającym się w mikrobudowie. Na większą prędkość pęknięcia, podobnie

jak przy zmiennym rozciąganiu, wskazują pomiary ze zdjęć elektronooptycznych w danym zakresie prędkości pękania.

Lepsza korelacja zachodzi dla $R = -1$, natomiast dla $R = 0$ różnice pomiarów mogą sięgać rzędu wielkości prędkości pękania, jeżeli porównamy skrajne układy punktów w dolnym paśmie rozrzutu.



Rys. 10. Układy prążków na powierzchni pęknięcia w stali 20G2ANbY przy $R = -1$, $\sigma_a = 275 \text{ MN/m}^2$, $l = 14,3 \text{ mm}$, $N = 2,4 \cdot 10^5$



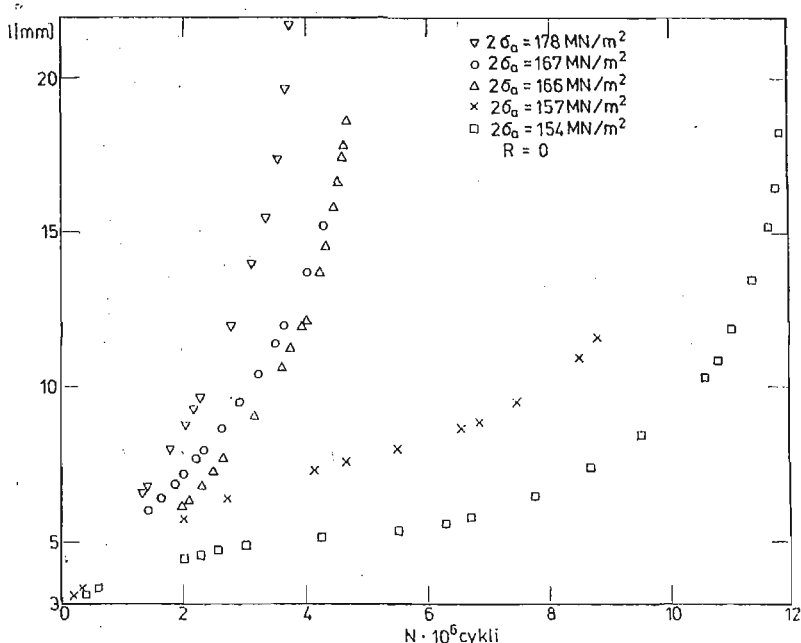
Rys. 11. Wycinek powierzchni pęknięcia z plastycznymi prążkami w stali 20G2ANbY przy $R = -1$, $\sigma_a = 255 \text{ MN/m}^2$, $l = 4,8 \text{ mm}$, $N = 6,5 \cdot 10^4$

Duży rozrzut pomiarów ze zdjęć elektronooptycznych przy $R = 0$ można wyjaśnić występowaniem drobnych uskoków łudzaco podobnych do prążków zmęczeniowych. Zaznacza się tu wyraźnie niejednorodność strukturalna uwypuklająca się silniej jak należało przypuszczać, przy działaniu naprężenia średniego σ_m , a więc a przy $R = 0$. W środkowym zakresie prędkości pękania korelacja jest zdecydowanie lepsza przy obydwóch wartościach R .

3. Metodyka i wyniki badań kształtu czola pęknięcia

Do badań wykorzystano płaskie próbki ze stali 20G2ANbY o szerokości 45 mm i grubości 2,7 mm, w których wykonano inicjatory pęknięć w postaci środkowych otworów o średnicy 3 mm z bocznymi nacięciami o długości 1,5 mm oraz jako półeliptyczne szczeliny o długości 5 mm, głębokości 0,8 mm i szerokości 0,5 mm. Próbki poddano zginaniu odzerowo-tętnięcemu ($R = 0$) przy wartościach zakresu zmiany naprężeń $2\sigma_a$ wynoszących odpowiednio dla próbek z otworem środkowym od 154 do $176 \frac{MN}{m^2}$ oraz ze szczeliną półeliptyczną od 481 do $510 \frac{MN}{m^2}$.

Przyrosty długości pęknięcia obserwowano przy pomocy mikroskopu optycznego na powierzchni próbek rejestrując długość pęknięcia l w zależności od liczby cykli N . Na tej podstawie sporządzono wykresy $l = f(N)$. Przykładowe przebiegi, dla próbek z otworem



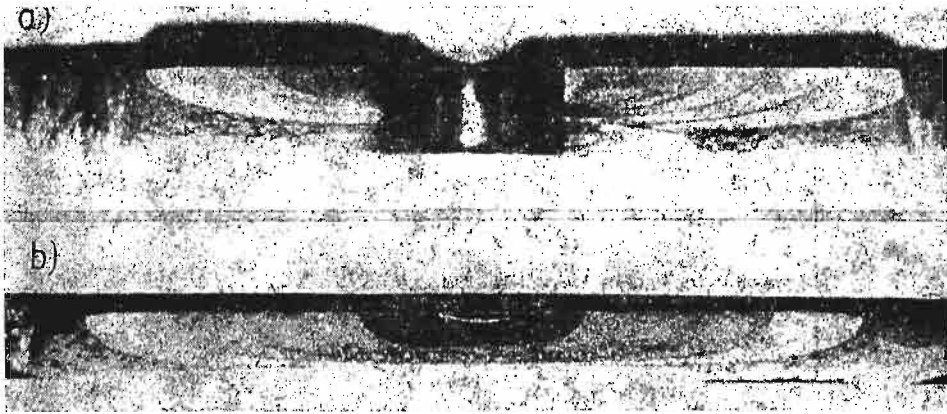
Rys. 12. Rozwój pęknięcia przy odzerowo-tętnięcym zginaniu i niskich wartościach amplitudy naprężenia σ_a

środkowym nieodbiegające od typowych, przedstawiono na rys. 12. Dotyczą one, w porównaniu z wykresem na rys. 1 ($2\sigma_a = 190-386 \frac{MN}{m^2}$), powolnego rozwoju pęknięcia ($2\sigma_a = 154-176 \frac{MN}{m^2}$).

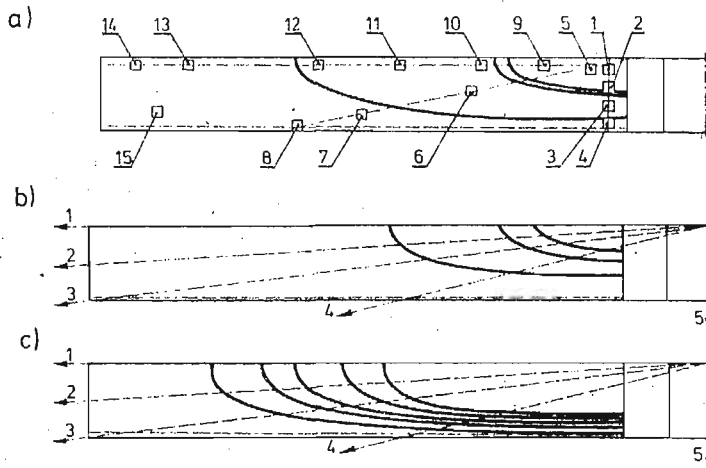
W celu określenia kształtu czola pęknięcia zastosowano metodę barwienia, co pozwoliło na uniknięcie okresowych przeciążeń próbek. Barwienie przeprowadzono bez wyłączenia

czania maszyny zmęczeniowej. Niewprowadzenie dodatkowych naprężeń, jak i zachowanie ciągłości obciążenia jest niewątpliwą zaletą metody. Należy jednak pamiętać, że w zastosowanej metodzie wnikania cieczy do dna pęknięcia mogą wystąpić pewne, aczkolwiek niewielkie zakłócenia w rozwoju pęknięcia. Wiąże się to ze zjawiskiem zaciskania lub zamykania się pęknięcia w malejącej części cyklu obciążenia [1]. Jednak w naszym przypadku nie posługiwaliśmy się w opisie prędkości pęknięcia tzw. efektywnym współczynnikiem intensywności naprężeń uwzględniającym wspomniane zjawisko. Tym niemniej w związku z pewną zmianą stanu energetycznego nowotworzących się powierzchni pęknięć w obecności cieczy, aczkolwiek bardzo krótkotrwałej, mogą wystąpić również pewne zmiany w prędkości pęknięcia.

Przykłady rozwoju czoła pęknięcia przedstawiono na zdjęciach na rys. 13 a dla próbki z otworem środkowym przy $R = 0$ i $2\sigma_a = 216 \frac{MN}{m^2}$ oraz na rys. 13 b dla próbki ze



Rys. 13. Przykłady rozwoju czoła pęknięcia przy odzerowo-tętniącym zginaniu dla próbki ze środkowym otworem (a) oraz półeliptyczną szczeliną (b)

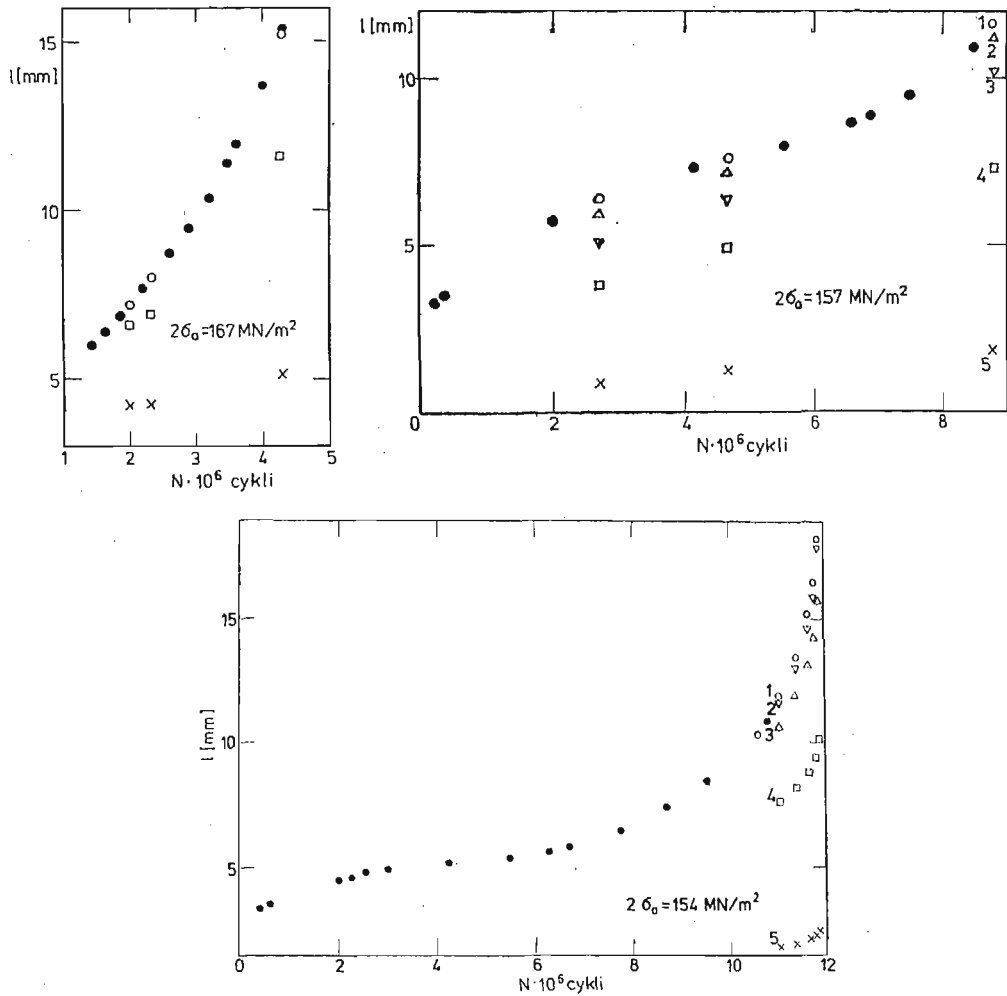


Rys. 14. Przykłady rozwoju czoła pęknięcia przy odzerowo-tętniącym zginaniu i przy $2\sigma = 167 \frac{MN}{m^2}$ (a), $2\sigma_a = 157 \frac{MN}{m^2}$ (b) i $2\sigma_a = 154 \frac{MN}{m^2}$ (c)
Strzałki wskazują kierunki badania przebiegu pęknięcia

szczeliną półeliptyczną przy $R = 0$ i $2\sigma_a = 484 \frac{MN}{m^2}$. Na zdjęciach tych widoczny jest wyraźny kształt eliptyczny czoła pęknięcia, który w miarę rozwoju pęknięcia przybiera kształt coraz bardziej spłaszczonej elipsy; stosunek małej półosi elipsy do dużej wyraźnie maleje. W końcowej fazie pęknięcia uwidacznia się wpływ przeciwległej powierzchni próbki.

W próbkach z otworem środkowym przy $R = 0$ prześledzono przebieg rozwoju pęknięcia w 3 i 5 kierunkach na powierzchni pęknięcia jak przedstawiono na rys. 14a dla $2\sigma_a = 167 \frac{MN}{m^2}$, na rys. 14b dla $2\sigma_a = 157 \frac{MN}{m^2}$ i na rys. 14c dla $2\sigma_a = 154 \frac{MN}{m^2}$. Na tej podstawie, wykonano wykresy $l = f(N)$ (rys. 15a, b i c).

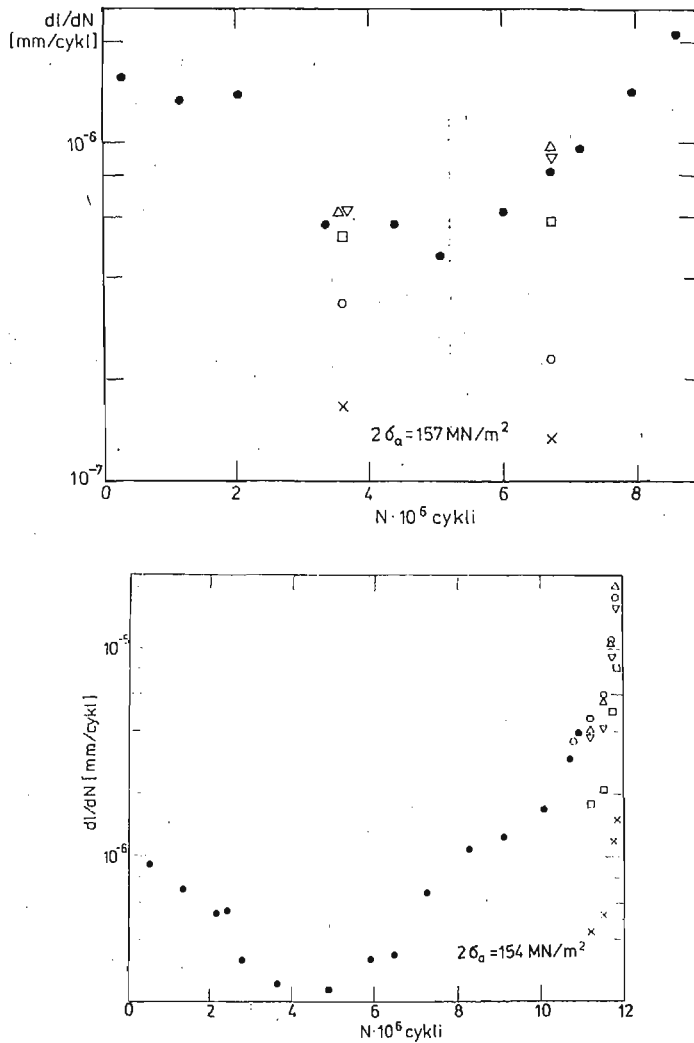
Znaki pomiarowe zaznaczone na tych wykresach dotyczą pomiarów dokonanych przy pomocy mikroskopu optycznego na powierzchni próbek, natomiast niezaznaczone po-



Rys. 15. Układy punktów pomiarowych pokazujących przebieg pęknięcia w kierunkach i dla obciążeń jak na rys.14

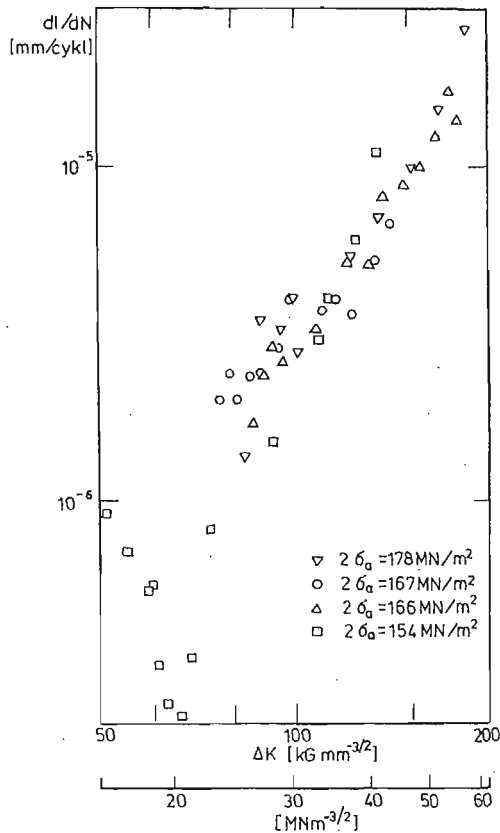
miarów dokonanych z wykorzystaniem linii uzyskanych przy pomocy barwienia i obrazujących kolejne położenia czoła pęknięcia na powierzchniach złomów. W miarę przechodzenia od kierunku 1 do 5 przyrosty pęknięcia są coraz mniejsze. Natomiast prędkość pęknięcia $\frac{dl}{dN} = f(N)$ dla dwóch z tych próbek przedstawiono na rys. 16a, b. Tutaj również znaki pomiarowe zaczernione dotyczą kierunku 1 czyli prędkości pęknięcia na powierzchniach próbek. Z wyników tych wynika, że prędkość pęknięcia w początkowym okresie może nawet zmniejszać się.

Wartości $\Delta I/\Delta N$ oraz odpowiednie im wartości ΔK dla próbek z otworem środkowym, przy $R = 0$ i $2\sigma_a$ wynoszącym od 154 do 176 $\frac{MN}{m^2}$ posłużyły do sporządzenia wykresów



Rys. 16. Układy punktów pomiarowych prędkości pęknięcia przy odzerowo-tętniacym zginaniu i przy $2\sigma_a = 157 \text{ MN/m}^2$ (a) oraz $2\sigma_a = 154 \text{ MN/m}^2$ (b)

prędkości zmęczeniowego pęknięcia $\frac{dl}{dN} = f(\Delta K)$. Wykresy te wykonane w układzie współrzędnych logarytmicznych przedstawiono na rys. 17. Zakres współczynnika intensywności naprężeń ΔK obliczono w sposób podobny jak przy rozciąganiu. Wykresy te dotyczą prędkości pęknięcia na powierzchniach próbek. Podobnie jak w badaniach wcześniejszych zauważono dość duży obszar rozrzutu wartości prędkości pęknięcia przy zginaniu spowodowany niejednorodnością struktury i z nią związaną nieregularnością przebiegu pęknięcia.



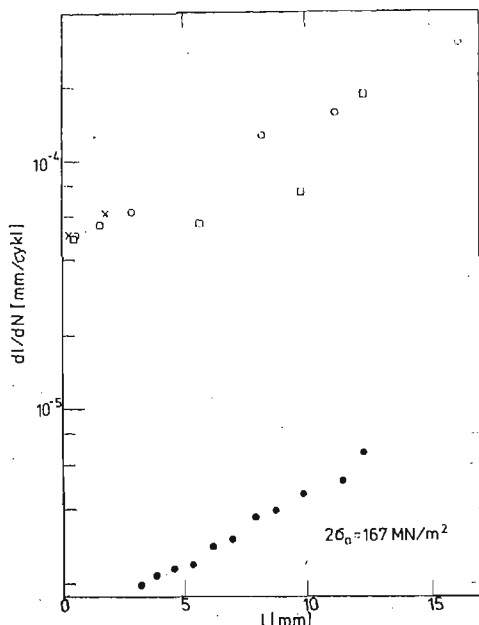
Rys. 17. Układy punktów pomiarowych prędkości pęknięcia przy odzerowo-tętniącym zginaniu i różnych amplitudach naprężeń σ_a

Z powierzchni pęknięcia próbki $\left(R = 0, 2\sigma_a = 167 \frac{\text{MN}}{\text{m}^2}\right)$ w wybranych kierunkach i w ustalonych odległościach (rys. 14a) wykonano dwustopniowe repliki acetylocelulozowo-węglowe, które cieniowano platyną. Repliki badano na mikroskopie elektronowym transmisyjnym. Dokonana analiza mikrofraktograficzna dostarczyła informacji o charakterze przebiegu pęknięcia potwierdzających wyniki badań już wcześniej przeprowadzonych dla tej stali.

Porównanie prędkości pęknięcia $\frac{dl}{dN} = f(l)$ otrzymanej z pomiarów na powierzchni

próbki i z odległości międzyprążkowych wskazuje na znaczną różnicę wyników uzyskanych obydwoma metodami i sięgającą półtora rzędu wielkości (rys. 18).

Uzyskane zdjęcia fraktograficzne ułożono zgodnie z miejscami obserwacji na powierzchni złomu. Przedstawiono je na rys. 19. Zdjęcia zostały rozmieszczone w sposób odpowiadający schematowi pobrania replik z próbki (rys. 14a). Układy prążków zachowują ogólnie



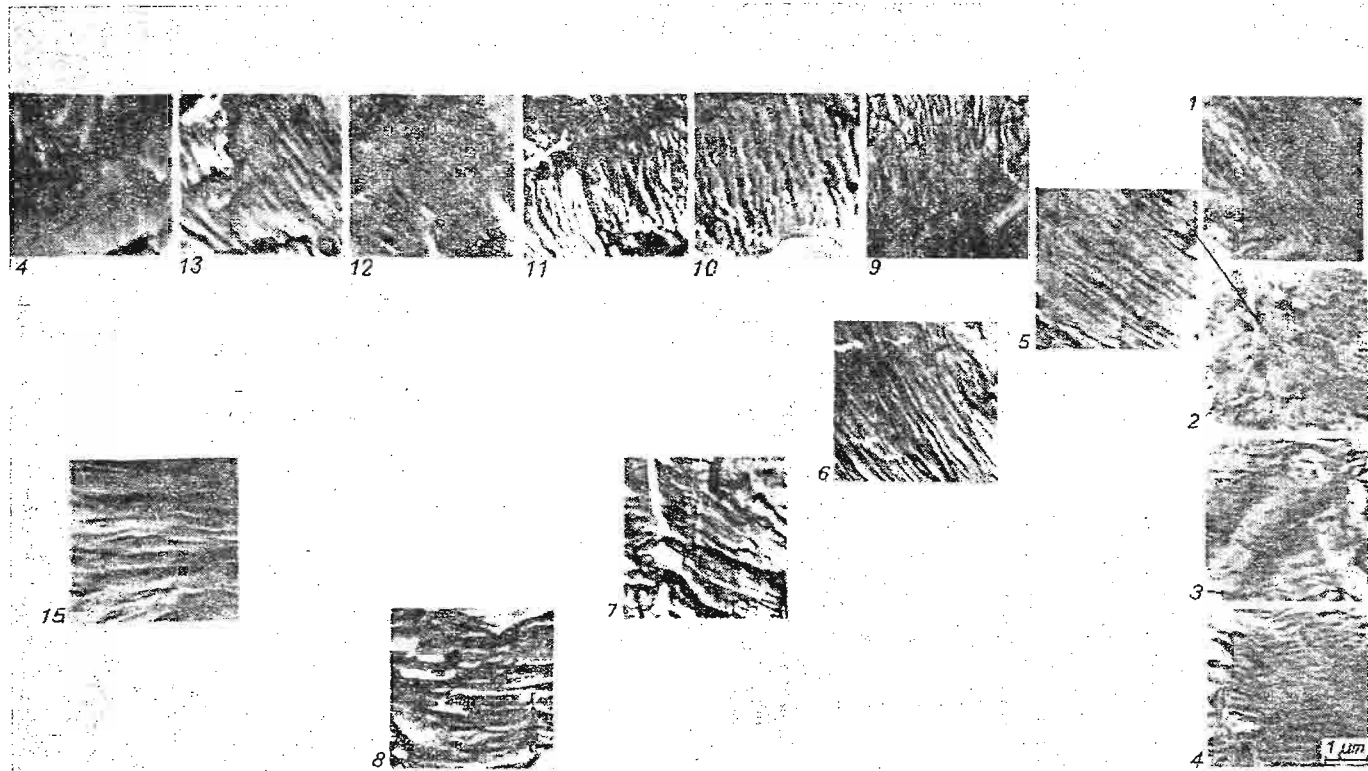
Rys. 18. Porównanie prędkości pęknięcia uzyskanej z pomiarów na powierzchni próbki (punkty zaczerpnięte) i z odległości między prążkami przy odzerowo-tętniącym zginaniu i przy $2\sigma_a = 167 \text{ MN/m}^2$ na równoległość do linii czoła pęknięcia na powierzchni złomu uzyskanych metodą barwienia. Zachowana została więc zasada prostopadłości układów prążków do głównego kierunku rozwoju pęknięcia.

W badaniach próbek zginanych ze szczeliną półeliptyczną pojawiają się trudności w obliczaniu ΔK . Dla szczeliny o długości $2c$ ($2l$) i głębokości a przy rozciąganiu próbki stosunek $\frac{a}{c}$ jest wielkością prawie stałą. Natomiast przy zginaniu, w miarę rozwoju szczeliny, stosunek ten wyraźnie maleje, (rys. 20) stąd trudności w określeniu całki eliptycznej 2-go rodzaju Φ we wzorze:

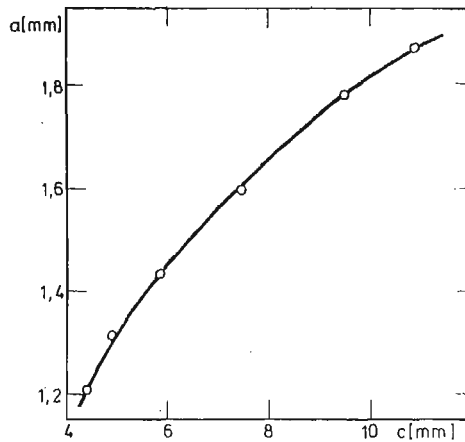
$$(13) \quad \Delta K = M \frac{\Delta\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{\Phi^2 - 0,212(\sigma/R_e)^2}}$$

gdzie M jest współczynnikiem korekcyjnym uwzględniającym skończoność wymiarów elementu, a wyrażenie w mianowniku pod pierwiastkiem określa się jako współczynnik kształtu pęknięcia Φ . Całkę Φ oblicza się z zależności:

$$(14) \quad \Phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2} \sin^2 \varphi} \, d\varphi$$



Rys. 19. Układy prążków na powierzchni pęknięcia rozmieszczone według schematu zdjęcia replik na na rys. 14a.



Rys. 20. Przykład zmiany głębokości pęknięcia a w zależności od jego długości c na powierzchni próbki przy odzerowo-tętniącym zginaniu

We wzorze (13) σ jest naprężeniem nominalnym a Re — granicą plastyczności. W ostatniej zależności (14) długość $2c$ i głębokość pęknięcia a zmieniają się zatem przy zginaniu całkowicie inaczej, aniżeli przy rozciąganiu czy rozciąganiu ściskaniu. Dlatego też wykonanie skrótowo przedstawionych badań w celu dokładnego określenia wielkości c i a i budowy wykresów jak na rys. 20 okazało się pilną koniecznością. Podjęto próbę analitycznego opisu kształtu czoła pęknięcia w warunkach zginania. Trudności istnieją jednak w uwzględnieniu oddziaływania skończonej grubości elementu.

Wnioski

1. Prędkość pęknięcia w stali 20G2ANbY przy zmiennym zginaniu daje się opisać klasycznym wzorem Parisa. Jest ona zdecydowanie niższa od prędkości pęknięcia przy zmiennym rozciąganiu przy tym samym współczynniku asymetrii cyklu.
2. Mikrobudowa powierzchni pęknięć zmęczeniowych w stali 20G2ANbY badana elektronooptycznie odzwierciedla przebieg zmęczeniowego pęknięcia i stwarza możliwość odtworzenia prędkości pęknięcia na podstawie układów prążków zmęczeniowych. Przebieg pęknięcia jest nieregularny zwłaszcza w początkowym etapie rozwoju pęknięcia.
3. Uzyskano dość dobrą korelację wyników badań prędkości pęknięcia otrzymanych z bezpośrednich obserwacji zmian długości pęknięć na powierzchniach próbek i wyznaczonych pośrednio z odległości międzyprążkowych. W początkowym okresie rozwoju pęknięć na większą prędkość pęknięcia wskazują odległości międzyprążkowe. Różnice między skrajnymi wynikami pomiarów uzyskanych obydwojma metodami sięgają rzędu wielkości. Jest to spowodowane głównie niejednorodnością materiału i lokalnie różnymi mechanizmami pęknięcia.
4. Zastosowana w badaniach metoda określania kształtu czoła pęknięcia poprzez barwienie umożliwia zachowanie ciągłości obciążenia i dostarcza danych do określania prędkości pęknięcia. Czoło pęknięcia przy płaskim zginaniu elementów z półeliptycznymi

- szczelinami zachowuje kształt elipsy, która jednak w miarę rozwoju pęknięcia ulega coraz większemu spłaszczeniu (stosunek a/c maleje).
5. Badania mikrofraktograficzne wzdłuż trzech kierunków rozwoju pęknięcia w elementach z półeliptycznymi szczelinami umożliwiły orientacyjne określenie prędkości pęknięcia w tych kierunkach. Prędkość pęknięcia w kierunku prostopadłym do płaszczyzny zginania jest najmniejsza. Na całej powierzchni złomu zachowana została zasada prostopadłości prążków do kierunków pęknięcia.
 6. Rozrzut pomiarów prędkości pęknięcia $\frac{dl}{dN} = f(\Delta K)$ na powierzchni próbki wskazuje na nieregularności rozwoju pęknięcia. Dla ustalenia prędkości pęknięcia w innych kierunkach konieczne jest określenie właściwej wartości ΔK w tych kierunkach.

Literatura cytowana w tekście

1. S. KOCANĀDA, *Zmęczeniowe niszczenie metali*. II wydanie. WNT Warszawa, 1978.
2. P. J. CAIN, R. PLUNKETT, T. E. HUTCHINSON, *Fatigue crack propagation rates for duralumin in simple bending*. Transactions ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, April 1975, s. 179 — 186.
3. H. MISAWA, Y. KAWADA: *On the crack propagation by cyclic stresses below the fatigue limit in specimens with a pinhole*. Bulletin JSME, **18**, nr 125, 1975, s. 1201 - 1208.
4. Y. HAGIWARA, T. JOSHINO, T. KUNIO, *Propagations of the surface fatigue cracks in various kinds of notched specimens*, Bulletin JSME, **18**, nr 120, 1975, s. 551 - 559.
5. H. NAKAZAWA, H. KOBAYASHI, *On the stage I and stage II fatigue crack propagation behaviours*. Strength and Structure of Solid Materials. Noordhoff International Publishing Leyden 1976 s. 299 - 309
6. T. KUNIO, M. SHIMIZU, Y. AMADA, Y. KIMURA, *A study on the statistical fluctuation of fatigue crack growth rate associated with the heterogeneity of the microstructure*. Ibidem, s. 251 - 263.
7. N. LINO, *Fatigue crack growth in a structural member subjected to combined tensile and bending stress*. Ibidem, s. 343 - 354.
8. P. PARIS, H. TADA, *The stress intensity factors for cyclic reversed bending of a single edge cracked strip including crack surface interference*. International Journal of Fracture, **11**, nr 6, 1975, s. 1070 - 1072.
9. L. H. BURCK, *Fatigue growth of surface cracks in bending*. Engineering Fracture Mechanics **9**, 1977, s. 389 - 395.
10. S. KOCANĀDA, J. SADOWSKI, *Archiwum Budowy Maszyn*, t. **24**, z. 2, 1977, s. 239 - 363.
11. S. KOCANĀDA, A. LIKOWSKI, J. SADOWSKI, *Badania prędkości zmęczeniowego pęknięcia w stali 20G2ANbY przy różnym rodzaju obciążenia*. II Symposium Zespołu Zmęczenia Materiałów i Konstrukcji LUBLIN, 1977, s. 80 - 84.
12. S. KOCANĀDA, A. LIKOWSKI, *Badania prędkości w stali o podwyższonej wytrzymałości przy zmiennym zginaniu*. VIII Symposium Doświadczalnych Badań w Mechanice Ciała Stałego. Warszawa, 1978, Cz. 2, str. 68 - 75

Резюме

ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ РОСТА И ФОРМЫ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ

В работе представлены результаты исследований скорости роста усталостных трещин при изгибе элементов из стали повышенной прочности 20G2ANbY (0,2% C, 1,5% Mn, 0,03% Nb) с полуэллиптическими поверхностями трещинами и отверстиями. Проведено анализ скорости роста трещин при изгибе по сравнению со скоростью при растяжении. Представлено изменение формы и скорость роста усталостной трещины по различным направлениям при изгибе.

S u m m a r y

INVESTIGATION OF FATIGUE CRACK GROWTH RATE AND CRACK SHAPES IN HIGH-STRENGTH STEEL UNDER CYCLIC BENDING

The crack growth rate and crack tip shapes in high-strength steel specimen (0,2%C, 1,5%Mn, 0,03Nb) with semi-elliptical surface crack and with central holes under bending has been investigated. It is lower than under cyclic tension. The fatigue crack growth rate obtained by measurements made on the specimens surfaces is compared with the crack growth rate calculated from the striation spacing.

WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA

Praca została złożona w Redakcji dnia 5 marca 1979 roku.