

BADANIA I OBLICZENIA PRĘDKOŚCI ROZWOJU PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH*)

STANISŁAW KOCANĀDA (WARSZAWA)

Badania prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych należą do wyjątkowo prężnie rozwijającej się grupy badań zmęczeniowych. Wiązą się one z bardzo szybkim postępowaniem w budowie nie tylko statków latających, statków morskich czy zbiorników ciśnieniowych, lecz również innych urządzeń i maszyn obliczanych na ograniczoną trwałość. Jednym z celów tych badań jest poszukiwanie materiałów o dużej odporności na rozwój pęknięcia, która nie zawsze pokrywa się z wysokimi wartościami wytrzymałości statycznej. Fakty te zmusiły do gromadzenia informacji przede wszystkim pożytecznych w praktyce. Tym poszukiwaniom towarzyszą nieodstępnie poszukiwania poznawcze, wzbogacające stan wiedzy o mechanizmie rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Jednak głównie tym pierwszym poświęcono niniejsze opracowanie, zawierające przegląd badań prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w metalach na podstawie wybranych publikacji z lat 1971 - 74. W niektórych tylko przypadkach sięgnięto do 1970 r. Przeglądu prac wcześniejszych dokonano w książce [1]. Omawiane problemy były, również w latach 1971 - 73, tematem wielu konferencji specjalistycznych. Dla przykładu można wymienić międzynarodowe konferencje w Kyoto [2], w Waszyngtonie [3] i w Monachium [4]. Problemom pęknięć poświęcono konferencję szkoleniową w Jabłonie w grudniu 1973 r. [5], zorganizowaną przez Zespół Zmęczenia Materiałów i Konstrukcji Komitetu Budowy Maszyn PAN. Przewijały się one często w sześciu kolejnych seminariach tego zespołu w latach 1971 - 74 i w I Sympozjum Zespołu w Lublinie w 1973 r. Wyniki badań krajowych są dostępne w opublikowanych materiałach seminaryjnych i sympozyjalnych, dlatego pominięto ich omówienie.

W zdecydowanej większości prac badano i analizowano prędkość pęknięcia na podstawie współczynnika intensywności naprężeń. Powraca się stale do wzoru zaproponowanego przez P. C. PARISA (1957 r.), a omówionego w [1]

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

gdzie ΔK jest zakresem współczynnika intensywności naprężeń ($\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{l}$, przy czym $\Delta\sigma$ odpowiada podwójnej amplitudzie naprężenia $2\sigma_a$, a l jest długością pęknięcia), a C i m są wielkościami zależnymi głównie od materiału. W ogólności wzory wywodzące się

*) Referat problemowy wygłoszony na VI Sympozjum Doświadczalnych Badań w Mechanice Ciała Stałego zorganizowanym przez Oddział Warszawski Polskiego Towarzystwa Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej oraz Instytut Mechaniki Stosowanej Politechniki Warszawskiej w Warszawie, we wrześniu 1974 r.

×1000×22 mm) i modeli spawanych elementów kadłuba statku (również o dużych wymiarach) wykonanych ze stali węglowej o zawartości 0,15% C ($R_e = 27 \text{ kG/mm}^2$) i ze stali o podwyższonej wytrzymałości ($R_e = 57 \text{ kG/mm}^2$) [13]. Wykładnik m dla obydwóch stali wynosił 3, jednak zbliżał się do 4 w zakresie małej liczby cykli.

Tablica 1. Zmiana wykładnika m we wzorze (1) dla stopów aluminium i stali w zależności od rozpiętości zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK [10]

Materiał	Granica plastyczności R_e	ΔK	m	ΔK	m	Źródło
	[kG/mm ²]			[kG/mm ^{3/2}]		
Stopy aluminium						
2024-T3 ¹⁾	35	25 - 103	2,6 - 3	103 - 250	6,8	D. R. Donaldson, W. E. Anderson, 1962
2024-T3 ($R = 0,25$)	35	20 - 57	2,9	57 - 142	4,5	D. Broek, J. Schijve, 1965
2024-T351	35	14 - 42	2,6	42 - 71	4	H. W. Liu, N. Iino, 1969
7075 - T6 ²⁾	49	20 - 85	2,4	85 - 230	5,7	C. M. Hudson, H. F. Hardraht, 1961 R. G. Forman, V. E. Kearney, R. M. Eagle, 1966
7079-T6	48	20 - 46	2,7	46 - 71	7	S. R. Swanson, F. Ciccì, 1967
Stale						
4340 (normalizowana) ³⁾	42	53 - 90	2,2 - 2,6	90 - 124	4	H. W. Liu, N. Iino, 1969
12Ni5Cr3Mo	136	117 - 280	2,3	280 - 372	5	R. C. Schwab, 1968
10NiCrMoCo	134	20 - 300	2,25	300 - 496	3,8	J. M. Barsom, E. J. Imhof, S. T. Rolfe, 1968
HY-130 ⁴⁾	58	142 - 330	2,1	330 - 530	6 - 8	j.w.

1) 3,8÷4,9% Cu, 1,2÷1,8% Mg, T3 — przesycające utwardzanie zgniotem na zimno, starzenie naturalne (odpowiedniki stopów krajowych — PA6, PA7)

2) 1,2÷2% Cu, 2,1÷2,9% Mg; 5,1÷6,1% Zn; T6 — przesycające i sztuczne starzenie

3) 0,4% C; 0,80% Cr; 0,25% Mo; 1,70% Ni

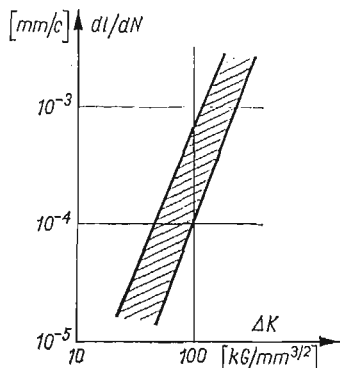
4) 0,11% C; 4,95% Ni; 0,57% Cr; 0,5% Mo; 0,07% V

Różne własności stali niskostopowych 17Г1С (według GOST) w stanie normalizowanym i pochodzących z różnych wytopów oraz stali 2H2GN po cieplnym ulepszeniu praktycznie nie wpłynęły na przebieg wykresu $dl/dN = f(\Delta K)$ (rys. 2) [14], przy czym amplitudę naprężenia σ_n w symetrycznym rozciąganiu-ściskaniu zmieniano od 18,5 do 28,5 kG/mm².

W pracy [15] zebrano z różnych źródeł dane wiążące wykładnik m z odpornością na pękanie K_{Ic} dla różnych gatunków stali i różnych współczynników amplitudy cyklu R

(rys. 3). Krzywa na rys. 3 jest krzywą interpolowaną. Niezależność m od K_{Ic} występuje, jak widać z wykresu, powyżej 250 $\text{kG/mm}^{3/2}$. Wykres ten należy jednak traktować jako sygnałny, o orientacyjnie przewidywanej zmianie wykładnika m .

Gwałtowną zmianę wykładnika m (bo z $m = 13$ do $m = 3$) w trzech stopach AlZnMgCu po różnej obróbce cieplnej (stopy 7079, 7075 i 7178, różniące się głównie zawartością miedzi — od 0,8 do 2,4% i zawartością cynku — od 3,8 do 7,3%) stwierdzono poniżej prędkości pękania $2,5 \cdot 10^{-4}$ mm/c i dla zakresu $\Delta K = 25$ do $28 \text{ kG/mm}^{3/2}$ [16].



Rys. 2. Prędkość zmęczeniowego pękania w stali 14H2GM jako niezależna od różnych amplitud naprężenia; punkty pomiarowe w oryginale zastąpiono zakreskowanym pasmem ich rozrzutu.

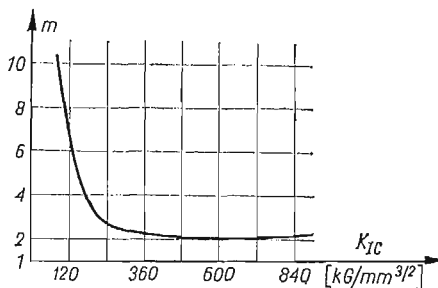
A. A. Gudkow, W. S. Zotiejew [14]

Są to tylko przykłady świadczące o niepełnej informacji o wielkościach wchodzących we wzór (1).

Pęknięcie rozwijać się może od określonej, progowej wartości współczynnika intensywności naprężeń K_{th} , jak to przedstawiono na rys. 1. Spowodowało to konieczność uzupełnienia wzoru (1) do następującej postaci omówionej już w kilku pracach, np. [17, 18, 19]:

$$(2) \quad \frac{dl}{dN} = C_0(K_a^m - K_{th}^m),$$

przy czym $K_a = \sigma_a \sqrt{l}$.



Rys. 3. Orientacyjna zmiana wykładnika m we wzorze (1) w zależności od odporności materiału na pęknięcie K_{Ic} (pominięto punkty pomiarowe zaznaczone w oryginale pracy). R. O. Ritchie, J. F. Knott [15]

W pracy [20], wykorzystując zależność pomiędzy dl/dN a wielkością otwarcia pęknięcia COD (*crack opening displacement*), ujęto wzór (2) jako

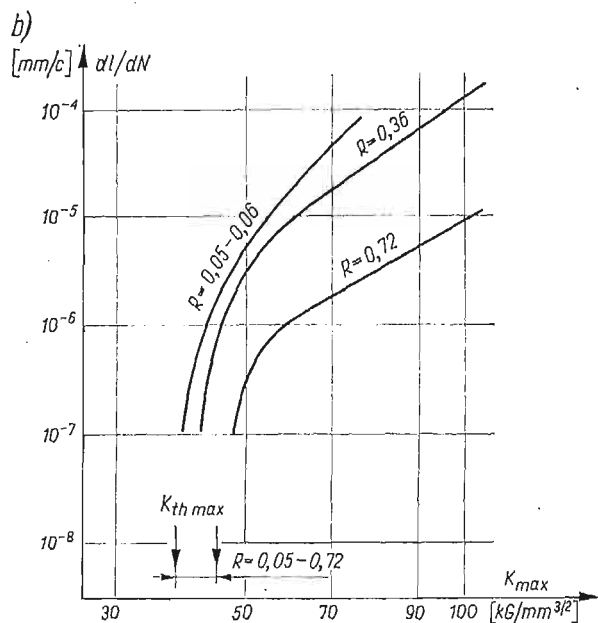
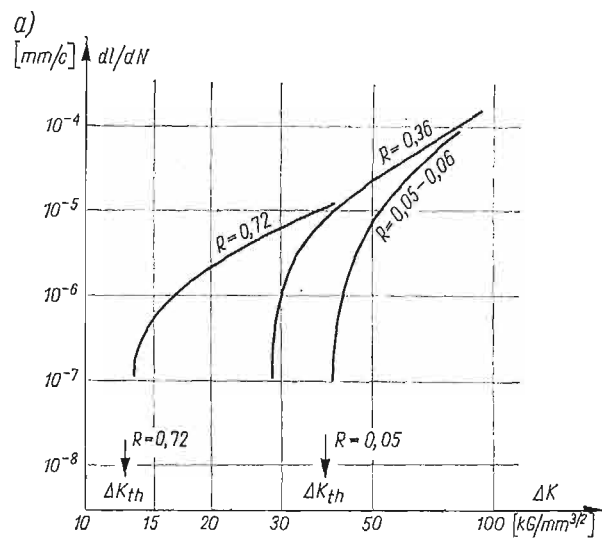
$$(3) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{4A}{\pi R_e E} (K^2 - K_{th}^2),$$

A — stała.

Ważność wzoru (3) potwierdzono sześćdziesięcioma pięcioma wynikami badań prędkości pęknięcia przy $R = 0$ w zakresie od 10^{-6} do 10^{-3} mm/c w stopach aluminium i tytanu w różnych ośrodkach oraz w różnych gatunkach stali i w stopach miedzi w warunkach normalnych. W pracy [20] nie zdefiniowano bliżej wielkości K we wzorze (3), ale sądząc po wykresach w tej pracy — wielkość K odpowiada K_{\max} .

Hipoteza, że pęknięcie rozwija się od pewnej wartości progowej K_{th} nie jest nowa (np. A. J. McEVILY i W. ILLG, 1958; D. R. DONALDSON, W. E. ANDERSON, P. C. PARIS, 1961; A. HARTMAN i J. SCHIJVE, 1963), ale w latach siedemdziesiątych zastanawiano się nad uwzględnieniem tych wartości we wzorach na dl/dN . Wartości K_{th} zależą bardzo silnie od ośrodka — są największe w próżni i maleją wraz z agresywnością ośrodka; wartości te rosną wraz z modułem sprężystości podłużnej E ; na ogół rosną ze wzrostem granicy plastyczności i ze spadkiem współczynnika R ; wydają się nie zależeć od grubości elementu [19]. Zależą one natomiast od historii obciążenia [18] i od naprężenia średniego σ_m . Silną zależność K_{th} od współczynnika R stwierdzono w pracy [21], badając stal węglową o zawartości 0,55% C i stal manganową o zawartości 0,55% C i 2,23% Mn; ΔK_{th} zmieniło się od 41 kG/mm^{3/2} dla $R = 0,05$ do około 12 kG/mm^{3/2} dla $R = 0,72$ (rys. 4a), natomiast $K_{th\max}$ odpowiadające $\sigma_{th\max}$ zmieniło się przy tych wartościach R tylko od 38 do 44 kG/mm^{3/2} (rys. 4b). Orientacyjnie średnie wartości K_{th} wynoszą: dla stali węglowych i stopowych oraz dla stopów tytanu — od 20 do 50 kG/mm^{3/2}, dla stopów aluminium — od 10 do 30 kG/mm^{3/2}, dla stopów miedzi — 20 kG/mm^{3/2} [20]. Przy zginaniu wartość K_{th} jest w przybliżeniu dwukrotnie większa, aniżeli przy rozciąganiu [22] ($K_{thr} \cong 0,42 R_e$, $K_{thg} \cong 0,85 R_e$). W pracy [23] wyznaczono wartość K_{th} dla stali, stopów aluminium, magnezu i miedzi metodą schodkowego obniżania ΔK i zaproponowano określone równanie dla celów praktycznych, które jednak niezbyt zgadza się z wynikami doświadczeń innych autorów. W publikacji [24] wykazano podobnie, że K_{th} można określić w sposób przybliżony z krzywej $\Delta K = f(N)$, analogicznie do krzywej zmęczenia $\sigma = f(N)$. Jednak w tej ostatniej pracy większą uwagę zwrócono na parametr $\sigma_a^3 l$ jako parametr decydujący o rozwoju pęknięcia. Badano próbki z małymi pęknięciami rozwijającymi się od korbów — na różnym poziomie naprężeń i wyznaczono krzywą $\sigma_a^3 l = f(N)$ aż do poziomu, przy którym pęknięcia nie rozwijają się [dla danego materiału i stosunku σ_m/σ_a]. Uzyskano w ten sposób pewną stałą $C_F = (\sigma_a^3 l)_F$, służącą do obliczenia wartości naprężenia krytycznego. Wartość C_F jest największa przy $R = -1$ i maleje wraz ze wzrostem R (np. C_F dla miękkiej stali jest 30 razy mniejsze przy $R = 0,75$ w porównaniu z $R = -1$, dla aluminium — 5 razy mniejsze przy $R = 0,53$ w porównaniu z $R = -1$). Odpowiednie wartości dla stali węglowych i stopowych, dla aluminium i jego stopów oraz dla mosiądzu zestawiono w [24], dla stopów MgZr i MgMn — w pracy [25]. Na podstawie wyników badań stali 09G2S i 09G2 wydaje się jednak, że współczynnik C_F i wykładnik przy σ_a są nie tylko określonymi stałymi (materiałowymi), lecz zależą również od wartości naprężeń (wykładnik może być różny od 3) [26].

Kolejnym uzupełnieniem wzoru (1) było uwzględnienie zjawiska zamykania się pęknięcia, dostrzeżonego przez W. ELBERA [27]. Nie wdając się w szczegóły zjawiska, którego wpływ na prędkości pęknięcia jest bardzo różnie interpretowany, nadmienimy, że zamykanie czy też zaciskanie się pęknięcia jest spowodowane układem własnych naprężeń ściskających w plastycznej strefie pęknięcia. Zamykanie się pęknięcia ma miejsce w «rozciąga-



Rys. 4. Prędkość zmęczeniowego pęknięcia w stali 55 dla różnych współczynników amplitudy cyklu R w zależności od ΔK (a) i K_{max} (b). Punkty pomiarowe w oryginale zastąpiono krzywymi średnimi.
R. J. Cooke, C. J. Beevers [21]

jącej» części cyklu (jeszcze przed osiągnięciem $\sigma_{\min} = 0$); dla stali pojawia się przy $(0,15 \div 0,30) \sigma_{\max}$, dla stopów aluminium i dla $R = \text{const}$ — przy $0,5 \sigma_{\max}$. W związku z tym zaproponowano, aby wprowadzić tzw. efektywny współczynnik intensywności naprężeń K_{eff} , który uwzględnia naprężenie σ_{ot} konieczne do «otwarcia» pęknięcia:

$$(4) \quad \Delta K_{eff} = U(\Delta K),$$

przy czym

$$U = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{ot}}{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}.$$

Zatem

$$(5) \quad \frac{dl}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m = C(U\Delta K)^m.$$

Opierając się na tego rodzaju lub podobnych przesłankach, rozpatrzono zatrzymywanie się i opóźniony wzrost pęknięcia [28] i [29], aczkolwiek w pracy [30] ustosunkowano się dość krytycznie do tych przesłanek. Efekt zamykania pęknięcia zależy od współczynnika R , chociaż wpływ ten nie jest sprecyzowany [28], [31]; zgodnie z postulatami W. ELBERA dla stopu 2024 - T3, $U = 0,5 + 0,4 R$. Wzrost σ_{\max} przy $R = \text{const}$ pociągać ma za sobą wzrost σ_{ot} [28]. W stopie Ti6Al4V nie obserwowano zamykania się pęknięcia, jeśli $R > 0,3$. W publikacji [21] informowano, że omawiany efekt nie wywiera wpływu przy małych prędkościach pęknięcia, a w pracy [32] — o braku wpływu naprężenia średniego σ_m na prędkość pęknięcia, jeśli efekt ten istnieje (zależny zresztą silnie od ośrodka [33]). Ograniczona jak dotychczas liczba badań nie pozwala na zajęcie sprecyzowanego stanowiska wobec koncepcji Elbera. Jednak zaciskanie się pęknięcia jest faktem doświadczalnie potwierdzonym.

Po scałkowaniu omówionych wzorów można obliczyć liczbę cykli, przy której pęknięcie osiągnie wielkość krytyczną lub określoną wymiarami kontrolnymi. Są to wzory bez współczynników korekcyjnych dotyczących wymiarów elementu oraz kształtu pęknięcia, a które należy uwzględnić dla konkretnych warunków obliczeń. Różnorodność form zapisu wzorów na ΔK nakazuje pewną ostrożność w posługiwaniu się tymi wzorami. Chodzi o zwrócenie uwagi na rodzaj zapisu danych źródłowych i sposobu ich obliczania. Notuje się bowiem dość duże rozbieżności tych danych. Propozycje uzupełniania scałkowanego wzoru (1) współczynnikami korekcyjnymi pociągają za sobą pewne uproszczenia. Polegają one przede wszystkim na pominięciu zmienności wielkości wchodzących w skład tych współczynników. Wielkości te przyjmuje się na ogół jako średnie i niezmiennie. Wykorzystano je jednak z powodzeniem do obliczeń układów konstrukcyjnych czy doświadczalnych zbiorników ciśnieniowych [34].

Do następnej grupy dość często spotykanych i rozwijanych wzorów można zaliczyć wzory, w których bezpośrednio wykorzystano wielkości strefy plastycznego odkształcenia r_p lub całkowitego odkształcenia w obszarze pęknięcia. Jest oczywiste, że wielkości te w różnych zależnościach wyrażane są za pośrednictwem różnych wielkości. Ustalane są związki pomiędzy prędkością pęknięcia a wspomnianymi wielkościami oraz wielkością subziaren i gęstością dyslokacji na czole pęknięcia. Na podstawie tego rodzaju badań stwierdzono, że strefa plastycznych odkształceń w stalach węglowych jest znacznie mniejsza od obli-

czony według modelu Dugdale'a. Dalsza analiza w pracach [35] i [36], w których badano elementy ze stali węglowej o zawartości węgla od 0,001 do 0,31%, pozwoliła na przedstawienie propozycji wzoru

$$(6) \quad \frac{dl}{dN} = C_1 r_p^{m_1},$$

przy czym $r_p/l = C_2 [\sec(\pi\sigma/2C_3 R_e) - 1]$.

Współczynniki m_1 , C_1 , C_2 i C_3 są stałymi materiałowymi. Np. dla stali o zawartości 0,16% C $m_1 = 1,48$; $C_1 = 6,08 \cdot 10^{-4}$; $C_2 = 0,032$; $C_3 = 0,77$. Wzór (6) został potwierdzony doświadczalnie w dużym zakresie prędkości pęknięcia, również w zakresie poniżej $2 \cdot 10^{-5}$ mm/c, w którym zawodził wzór (1). Podobne rozważania w publikacjach [37] i [38] doprowadziły do wzorów o postaci wzoru (6). Historię odkształcenia na czole pęknięcia ujmuje wzór O. E. WHEELERA (1970 r.) przewidziany głównie do obliczeń prędkości pęknięcia od długości początkowej pęknięcia l_0 do końcowej l_n po n obciążeniach przy złożonych widmach

$$l_n = l_0 + \sum_{i=1}^n [C_p f(\Delta K)].$$

Współczynnik C_p jest współczynnikiem opóźnienia pęknięcia obliczanym na podstawie wielkości stref plastycznego odkształcenia. Szczegóły tego wzoru dostępne są w kilku pracach, np. [6] i [39]. B. TOMKINS, który jest autorem kilku przemawiających do przekonania wzorów, w kolejnej swej pracy [40] na podstawie analizy wzoru McClintocka (dotyczącego otwarcia czoła pęknięcia CTOD) postulował związek

$$(7) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{CTOD}{2} = \alpha \left[\frac{(\Delta K)^2}{ER_e} + \frac{4\pi\Delta\sigma\Delta\varepsilon_{pl}l}{R_e(1+\beta)} \right],$$

przy czym α zależy od rodzaju obciążenia, a β jest wykładnikiem w równaniu Mansona-Coffina $\Delta\sigma = k(\Delta\varepsilon_{pl})^\beta$, najczęściej równym 0,5. Mówi się o uniwersalności tego wyrażenia, obowiązującego dla małych i dla dużych odkształceń.

Postać wzoru (1) nasunęła już wielokrotnie myśl, ażeby w warunkach większych odkształceń plastycznych zakres naprężeń zastąpić zakresem tych odkształceń. W ten sposób otrzymujemy współczynnik intensywności odkształceń $\Delta K_e = \Delta\varepsilon/\sqrt{l}$. Zatem najogólniej powinna obowiązywać zależność

$$(8) \quad \frac{dl}{dN} = C_e (\Delta K_e)^n.$$

Okazało się, że wykładnik n jest około dwa razy mniejszy od wykładnika m we wzorze (1) i najczęściej wynosi 2. Do tej postaci wzoru doszli S. W. SERENSEN i N. A. MACHUTOW [41] na podstawie dokładniejszej analizy powstawania i rozwoju pęknięć w elementach z karami w zakresie małej liczby cykli. Współczynnik K_e powiązano z największym odkształceniem w strefie spiętrzenia naprężeń i z odkształceniem nominalnym, obliczonym ze zmodyfikowanych zależności H. NEUBERA. Rozważania analityczne zostały całkowicie potwierdzone eksperymentem dla stali węglowej o zawartości 0,21% C i dla stali stopowej CrMoV (próbki z karbem o różnych współczynnikach kształtu, w różnym zakresie R od -1,2 do 0,6). Podobny związek okazał się ważny dla: aluminium, stali austenitycznej

i mosiądzu [42], [43]. Do wyjaśnienia rozwoju pęknięcia włączono w tych pracach zjawiska fizyczne przebiegające na czole pęknięcia (powstawanie wakansów z pętli dyslokacyjnych, których liczba jest proporcjonalna do odkształcenia plastycznego na dnie pęknięcia).

Ten przegląd ostatniej grupy wyrażeń służących do opisu prędkości pęknięcia zamknijemy wzorami praktycznymi, informującymi o rzędzie wielkości prędkości zmęczeniowego pęknięcia na podstawie łatwo dostępnych danych o własnościach materiału (np. ze statycznego rozciągania). Jako przykład posłużą wzory podane przez K. H. SCHWALBEGO [44]. Za podstawę swych obliczeń przyjął on modele stref plastycznego odkształcenia na czole pęknięcia (sporządzone przez J. R. RICE'A i współpracowników w latach 1966 - 1971), w których uwzględniono umocnienie materiału w płaskim stanie odkształcenia. Pomijając niezłożone przekształcenia i upraszczające założenia, omówione w [44], otrzymano na podstawie rozważań dotyczących przemieszczania się czoła pęknięcia

$$(9) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{(1-2\nu)^2}{\pi(1+n)R_c^2} \left[\frac{2R_c(1+\nu)}{E} \right]^{1+n} (\Delta K)^2.$$

Przyjęcie z kolei krytycznej wartości przemieszczenia pęknięcia, przy której przekracza się tzw. rzeczywiste wydłużenie po rozerwaniu ε_R , doprowadziło do uzyskania wzoru

$$(10) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{(1-2\nu)^2}{\pi(1+n)4R_c^2} \left(\frac{2R_c}{E\varepsilon_R} \right)^{1+n} (\Delta K)^2.$$

Wykładnik umocnienia n z równania $\sigma = R_c(\varepsilon/\varepsilon_c)^n = A\varepsilon^n$ można obliczyć, znając dwie pary odpowiadających sobie wartości: R_c i ε_c , σ_R i ε_R oraz przewężenie w miejscu zerwania próbki Z , albowiem $\varepsilon_R = \ln 1/(1-Z)$, $\sigma_R = R_m/(1-Z)$, $\varepsilon_c \cong R_c/E$. Tzw. normowane wykresy $dl/dN \cdot E^{n+1} = f(\Delta K)$ potwierdziły praktyczną zgodność wzorów [9] i [10].

Badania teoretyczne z zakresu prędkości pęknięcia zdążają w kierunku powiązania wielkości modelowanych z opisem fizycznym. Spośród niezbyt dużej liczby prac wymienimy prace T. YOKOBORIEGO i współpracowników [45] i [46], które należy uznać za kontynuację i pogłębienie prac wcześniejszych. Do tych rozważań wprowadzono również współczynnik intensywności naprężeń.

Kolejna bardzo obszerna grupa badań dotyczy wpływu najróżnorodniejszych czynników na prędkości pęknięcia. Do przeglądu starano się wybrać najważniejsze z tych badań.

Współczynnik amplitudy cyklu R i naprężenie średnie σ_m wpływają bardzo różnie na prędkość pęknięcia zależnie od ich wartości, od zakresu prędkości pęknięcia i od rodzaju materiału. Wpływ ten opisywano różnymi wzorami o prostej i o złożonej budowie, które również były przedmiotem już kilku prac przeglądowych (np. [47]). Najogólniej mówiąc, różne materiały są różnie wrażliwe na σ_m czy asymetrię cyklu. Bardzo małe oddziaływanie tego naprężenia na rozwój pęknięcia w niskowęglowych stalach, w aluminium, w miedzi i w tytanie potwierdzono w pracy [24] na przykładzie wykresów $dl/dN = f(\Delta K)$, z tym że w tytanie zaznaczyła się nieciągłość wykresu w okolicy $5 \cdot 10^{-5}$ mm/c. W stopie MgAl oddziałują wyższe wartości R , pociągając za sobą wzrost dl/dN przy wyższych wartościach ΔK . Zależność prędkości pęknięcia od R wykazały stopy aluminium, CuAl, ZnAl, MoTi, powiększa się ona wraz ze wzrostem R (wykładnik m we wzorze (1) zmieniał się od 3,7 do 4,8). Na zmianę prędkości pęknięcia w tych stopach powinny wpływać wydzielienia

faz wtórnych. Podobnie zachowuje się niskowęglowa stal, ale o określonej wielkości ziarna [48]. Z kolei w pracy [49] pokazano, że prędkość pęknięcia w stopie 7075-T6 przy różnym R (od 0 do 0,7) i przy zmianie σ_{\max} od 38 do 50 kG/mm² daje się opisać równaniem (1) niezależnie od modyfikacji ΔK . To samo stwierdzono dla stopu 2024-T3 (σ_{\max} od 12 do 36 kG/mm²), ale do $dl/dN = 3 \cdot 10^{-3}$ mm/c; powyżej tej wartości prędkość rośnie wraz z σ_{\max} . Posługując się wzorem (1) do obliczeń prędkości pęknięcia w stali St52 [50], stwierdzono, że zmiana R od +0,5 do -2 powoduje zmianę m od 2,96 do 3,38 i odpowiednio zmianę stałej C od $3,04 \cdot 10^{-10}$ do $2,82 \cdot 10^{-12}$. W pracy [21] badano normalizowaną stal węglową o zawartości 0,55% C (28% ferrytu, reszta perlit) i stal manganową o zawartości 0,55% C i 2,23% Mn (2% ferrytu) przy zmianie R od 0,05 do 0,72 w zakresie prędkości pęknięcia od 10^{-7} do 10^{-4} mm/c. Silny wpływ R wystąpił w zakresie mniejszych wartości dl/dN (rys. 4a); punkty pomiarowe na wysokości około 10^{-5} mm/c zaczynają zbiegać się we wspólne pasmo, a poniżej tej wartości stają się bardzo rozbieżne dla różnych R i to tym silniej, im mniejsza jest wartość ΔK . Odwrotne przebiegi obserwujemy na wykresach $dl/dN = f(K_{\max})$; punkty pomiarowe zbiegają się na wysokości około 10^{-6} mm/c, a rozchodzą się coraz silniej w miarę wzrostu prędkości pęknięcia (rys. 4b). Im większa jest wartość R , tym mniejsza jest prędkość pęknięcia (dla tej samej wartości K_{\max}). Dlatego chętniej buduje się wykresy $dl/dN = f(K_{\max})$. Pamiętać bowiem należy, że na wykresie $dl/dN = f(\Delta K)$ nie dostrzeże się różnicy np. dla $R = 0$ i $R = -1$, gdyż ΔK jest jednakowe (np. w stopie 2024-T3 pęknięcia rosną szybciej przy $R = -1$, aniżeli przy $R = 0$ przy tym samym K_{\max} , [51]). Stąd ogólniejsza hipoteza, że $dl/dN = f(K, K_{\max})$. W publikacji [52] na podstawie badań prędkości pęknięcia w stalach o zawartości 0,04, 0,12 i 0,65% C zaproponowano następujące wyrażenie opisujące wpływ asymetrii cyklu

$$(11) \quad \frac{d(2l)}{dN} = A[(K_a P r)^\beta - (K_a P r)_t^\beta],$$

przy czym A i β są stałymi materiałowymi zależnymi od wytrzymałości, a wykładnik γ jest niezależny od wytrzymałości; $P = K_{\max}/K = \sigma_{\max}/\sigma_a$; wskaźnik t odnosi się do wartości progowej; K_a jest współczynnikiem amplitudy intensywności naprężeń. Uzyskano dużą zgodność z doświadczeniem. Uwzględnienie wielkości COD w opisie prędkości pęknięcia przy różnych współczynnikach R [47] doprowadziło do wzoru o budowie

$$(12) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{16A}{\pi R_e E} \left[K_a - K_{ath} \left(\frac{1-R}{1+R} \right)^{1/2} \right] \left(\frac{1-R}{1+R} \right).$$

Wzór ten jest modyfikacją nieco innego wzoru, ale dobrze pokrywa się z eksperymentem. K_{ath} w tym wzorze odnosi się do wartości progowej. Na podstawie kryteriów energetycznych postulowanych w pracy [53] otrzymano zależność ważną zarówno dla metali, jak i dla polimerów

$$(13) \quad \frac{d(2l)}{dN} = \beta \lambda^n,$$

przy czym β jest współczynnikiem zależnym od charakterystyk materiałowych i od warunków obciążenia, $\lambda = K_{\max}^2 - K_{\min}^2 = 2\Delta K \cdot K_m$ (K_m odpowiada naprężeniu średniemu σ_m). Wykładnik n dla metali waha się od 2 do 2,4 i wynosi średnio 2,2. Podaną zależność zwery-

fikowano doświadczalnie dla stopów aluminium, dla stali niskowęglowych i dla stali stopowej.

Podane przykładowo wyrażenia są ilustracją tendencji, jakie zarysowują się w uwzględnieniu współczynnika R czy naprężenia średniego σ_m . Jednak dość powszechnie zastosowanie znalazł wzór R. G. FORMANA z 1967 r. (omówiony szczegółowiej w [1])

$$(14) \quad \frac{dl}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K}$$

Jego ogólną ważność potwierdzono w bardzo wielu pracach. Sprawdzono go w szerokim zakresie wartości naprężeń, np. dla stopu 7075-T6 (którego zmęczeniowe zachowanie się zwykle nieco odbiega od innych stopów aluminium) — przy współczynnikach R od -1 do $0,8$, chociaż spotyka się ograniczenia stosowalności tego wzoru do zakresu $0 \leq R \leq 0,8$. W pracy [54] wykazano zgodność wzoru (14) dla tego samego stopu dla całej możliwej zmiany σ_{\max} i dla stopu 2024-T3, jeśli odniesie się naprężenia do przekroju netto i uwzględni się, że $\sigma_{\max} < R_e$. Z kolei w pracy [39] zwrócono uwagę na niezgodność wzoru (14) z rzeczywistością w przypadku stopu aluminium 2219 - T851 i stopu Ti6Al4V dla prędkości pękania poniżej $2,5 \cdot 10^{-4}$ mm/c, jak i na różnice wynikające przy stałej amplitudzie badania, ale dla różnych współczynników R . Równanie Formana najlepiej odpowiadało wynikom doświadczeń nad prędkością pękania w stali na szyny kolejowe (0,56% C, 1,02%Mn) przy zmiennym rozciąganiu od $R = 0,05$ do $R = 0,50$ i w zakresie $\Delta\sigma$ od 20,7 do 27,6 kG/mm² [55]. Prędkość pękania wzrastała znacznie wraz z powiększaniem się σ_m , a krytyczna prędkość pękania zmieniała się liniowo wraz z σ_{\max} . Na podstawie równania (14) przewidywano katastrofalne zniszczenia, obliczając liczbę cykli do zniszczenia.

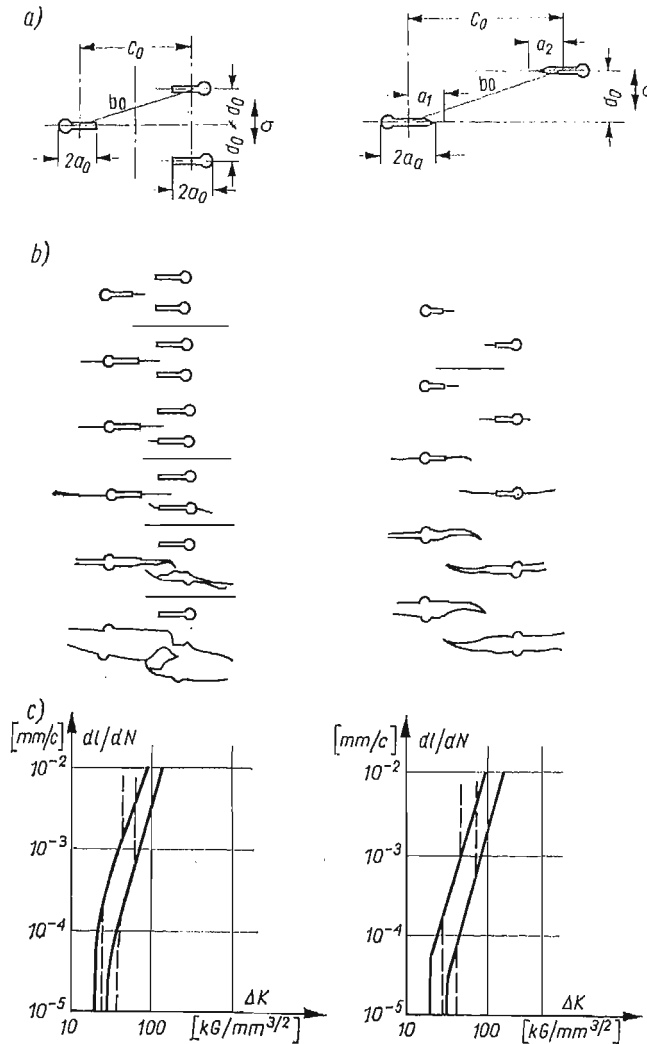
Wpływ kolejności i « szerokości » bloków naprężeń w widmie programowanym oraz widm przypadkowych na prędkość rozwoju pęknięcia w stopie 2024-T3 badano w pracy [56]. Np. większe szerokości bloków ($4 \cdot 10^4$ cykli) przyczyniały się do obniżenia prędkości pękania w przeciwieństwie do bloków krótszych (40 cykli). Jeżeli tzw. międzycykle zastosuje się w górnym zakresie naprężeń, to należy oczekiwać przyśpieszenia pękania, a jeśli w dolnym zakresie — opóźnienia pękania [57]. Przy obciążeniu programowanym, w którym stosowano pojedyncze cykle przeciążeniowe, prędkość pękania była wyższa, jeśli cykl przeciążeniowy zaczynał się od części wzrastającej, i powiększała się w miarę wzrostu długości pęknięcia [58]. W tej samej publikacji dyskutowano zależność pomiędzy prędkością pękania a COD. Jest oczywiste, że korzystny efekt działania pojedynczych czy wielokrotnych cykli przeciążeniowych zależy od stosunku wartości naprężeń tych cykli do wartości naprężeń cyklu podstawowego i od ich włączenia do widma po określonych liczbach cykli; od tego zależy bowiem efekt umocnienia materiału. Wykazano to na przykładzie badań prędkości pękania w stali SAE 1020 [59]. Stąd powstały również wspomniane już propozycje O.E. WHEELERA ilościowego ujęcia opóźnienia pękania przez wprowadzenie współczynnika opóźnienia; w pracy [60] sprawdzono je w stopie Ti6Al4V. Na przykładzie badań tego stopu (sygnalizowanych również w pracy [61]) wprowadzono tzw. współczynnik zdrowienia, w celu uwzględnienia w obliczeniach prędkości pękania efektu opóźnienia [29]. W tej pracy badano koncepcję W. ELBERA i O. E. WHEELERA i podano wartości cykli przeciążeniowych, przy których pęknięcie opóźnia się, zatrzymuje się lub nie występują żadne zmiany w prędkości pękania. Omawiane efekty wpływu układów bloków obciążeń

w stalach węglowych wydają się zależeć od wytrzymałości tych stali. Przy przypadkowych widmach obciążenia o różnym zakresie częstości potwierdzono liniową zależność $dl/dN = f(\Delta K)$ dla stali węglowych o zawartości 0,19 i 0,33% C [62]; wykładnik m zmieniał się od 4 do 3 w miarę wzrostu szerokości bloków naprężeń we widmie. Podobną zależność uzyskano dla próbek stali o zawartości 0,31% C, stosując widma obciążeń występujące w osiach wagonów kolejowych [63]. Prędkość pęknięcia w stali niskostopowej (0,39% C, 0,74% Mn, 1,06% Cr, 0,17% Mn — próbki z karbem) była większa przy widmie przypadkowym, aniżeli programowanym [64]. W przypadku widma dwustopniowego przejście od niższych do wyższych wartości naprężeń (od 8,06 do 12,35 kG/mm²) w badaniach dużych elementów [13] pociągało za sobą przyśpieszenie pęknięcia, w przeciwieństwie do odwrotnej kolejności bloków obciążeń. Nie zawsze zatem następuje silniejsze niejako umocnienie materiału wraz ze wzrostem naprężenia w widmie, ale możemy także oczekiwać efektów osłabienia czy szybszej kumulacji uszkodzeń. Okresowo przykładowe obciążenia ściskające podczas jednostronnie zmiennego obciążenia rozciągającego powodują wzrost prędkości pęknięcia w stopach aluminium [65]; przypisać to można własnym naprężeniom rozciągającym, wywołanym nierównomiernym, plastycznym odkształceniem próbek w strefie karbu. Wpływ ściskającej części cyklu w ogólności odbija się we wzroście prędkości pęknięcia nie tylko w stalach stopowych, ale również w stopach Ti6Al4V. Prędkość pęknięcia w cyklu wahadłowym była o około 50% wyższa aniżeli w cyklu odzerowo-tętniącym [66]. W pracy [67] pokazano, że w warunkach dwuosioowego rozciągania wielkości strefy plastycznej i COD są znacznie mniejsze w porównaniu z przypadkiem obciążenia jednoosioowego tej samej wartości. Prędkość pęknięcia zmniejsza się zatem, ale osiąga minimum zależne od stosunku stosowanego naprężenia do granicy plastyczności.

Wpływ dwóch układów szczelin, jak na rys. 5a, w próbkach ze stali niskowęglowej i o podwyższonej wytrzymałości ($R_e = 25$ i 40 kG/mm²) badano w pracy [68]. Na rys. 5b pokazano jednocześnie kolejność rozwijania się pęknięć, a na rys. 5c pasma rozrzutu wyników pomiarów. Linie ciągle obejmują pasma dla próbek z pojedynczymi szczelinami, a kreskowe — z kilkoma szczelinami. Istotniejsze zmiany zachodzą zatem przy wysokich wartościach ΔK i przy wyższych prędkościach pęknięcia. Należy zaznaczyć, że ΔK zmieniało się w zależności od stosunku c_0/d_0 . W pracy [69] nie stwierdzono wpływu kształtu szczelin w postaci otworów, otworów z bocznymi nacięciami i wąskich szczelin (współczynnik kształtu $\alpha_k = 2,36$ do $11,0$) na prędkość rozwoju pęknięcia w próbkach ze stali St52-3U (0,19% C, 0,42% Si, 1,1% Mn) badanych przy różnej wartości stosunku $R(0,5; 0; -1; -3; +20)$. Wpływ rodzaju próbki (pełnej i ze środkową szczeliną) nie zaznaczył się w prędkości pęknięcia w stali odpornej na działanie korozji (18% Ni) [70]. Różne rodzaje próbek ze stali stopowej o zawartości 0,38% C, 1,8% Cr, 3,82% Ni, 0,46% Mo o różnym stosunku grubości do szerokości nie wpłynęły na przebiegi wykresów $dl/dN = f(\Delta K)$ przy zginaniu i przy rozciąganiu — ściskaniu, przy różnej asymetrii cyklu [9].

Mikrostruktura i różne zabiegi technologiczne powodują istotne zmiany prędkości pęknięcia. Systematyczne różnice w prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych stwierdzono w próbkach ze stopu 2024-T3 wytwarzanego przez siedmiu różnych producentów [71]. Różnice sięgały 100% przy obciążeniu o stałej amplitudzie i 50% — przy obciążeniu programowanym (uwypuklił się także wpływ kierunku walcowania). Ich przyczyn można doszukiwać się w charakterze zabiegów cieplnych przed starzeniem. Mała zawartość

wtrąceń polepszała własności ze względu na rozwój pęknięcia. W pracy [72], w której analizowano wyniki dwudziestu dwóch badań prędkości rozwoju pęknięcia w stopach aluminium, a zwłaszcza w stopach 2024-T3 i 7075-T6, nadmieniono o dwukrotnym przyspieszaniu pęknięcia przez wydzielenia kruchych faz i wtrąceń, jeśli prędkość pęknięcia

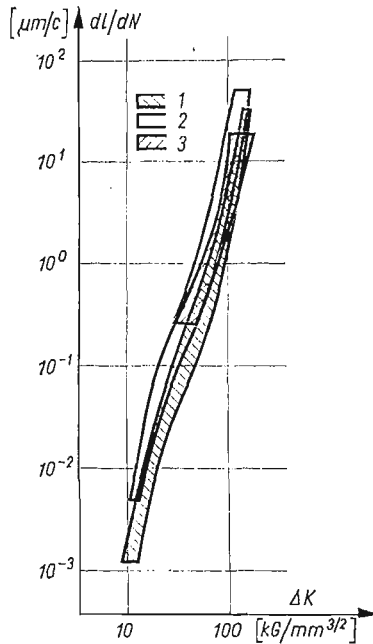


Rys. 5. Wpływ dwóch różnych układów szczelin (a) na obraz rozwoju pęknięć (b) i prędkość ich propagacji (c); objaśnienia w tekście. H. Kitagawa i inni [68]

$dl/dN > 1 \mu\text{m/cykl}$. Wykres na rys. 6, zaczerpnięty z tej pracy, ilustruje rozrzuty wartości prędkości pęknięcia w stopach aluminium.

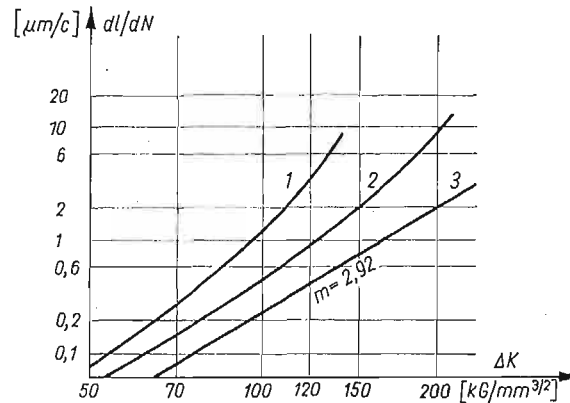
W stali węglowej o zawartości 1% C, 1,35% Mn, 0,5% Cr i 0,5% W zaobserwowano dziesięciokrotnie wyższą prędkość pęknięcia w przypadku struktury perlitycznej płytkowej w porównaniu ze strukturą perlityczną sferoidalną (na poziomie $\Delta K = 140 \text{ kG/mm}^{3/2}$) [73]. Spowodowane to było pękaniem łupliwym płytek cementytu. Prędkości pęknięcia w tej stali

nie udało się opisać wzorem (1); podano wzór, w którym dodatkowo uwzględniono K_c , K_{max} i R_m . Zwróćmy uwagę (rys. 7) na fakt, że stal o strukturze perlitu sferoidalno-płytkowego wykazała najlepsze własności wytrzymałościowe, ale nie najlepszą prędkość pęknięcia



Rys. 6. Pasma rozrzutu wyników badań prędkości zmęczeniowego pęknięcia w stopach aluminium: 1 — 2024-T3 (z 8 różnych źródeł), 2 — 7075-T6 (z 9 różnych źródeł), 3 — dla innych stopów AlCu i AlZn używanych w budowie statków latających. C. T. Hahn, R. Simon [72]

(krzywa 2). Najmniejszą prędkość pęknięcia w stali 4340 (0,4% C, 0,84% Cr, 0,23% Mo, 1,72% Ni) uzyskano po odpuszczaniu tej stali w temperaturze 523°C, a w stali 4330 (0,34% C, 1,15% Cr, 0,58% Mo, 0,13% V, 3,08% Ni) — po odpuszczeniu w temperaturze 580°C [74]. Ponadto wpływ obróbki cieplnej tych stali zaznacza się istotnie powyżej $\Delta K = 140$ kg/



Rys. 7. Prędkość zmęczeniowego pęknięcia w stali węglowej o 1% C o strukturze perlitycznej płytkowej (1), mieszanej płytkowo-sferoidalnej (2) i sferoidalnej (3); wykładnik $m = 2,92$ dotyczy wzoru(1). Na wykresie pominięto punkty pomiarowe zaznaczone w oryginale pracy. P. T. Heald, T. C. Lindley, C. E. Richards [73]

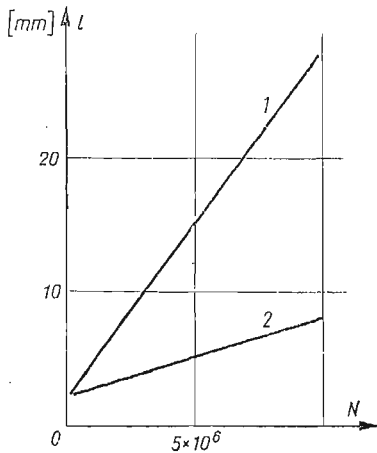
/mm^{3/2}. W podobnych stalach niskostopowych, zawierających Cr, Ni i Mo, najlepszą ze względów na prędkość pęknięcia okazała się temperatura odpuszczania 300°C — najmniejszy wykładnik m we wzorze (1), $m = 1,5$ [75]. Molibden polepsza znacznie odporność tych stali na rozwój pęknięć zmęczeniowych, a wielkość ziarn pierwotnego austenitu nie uwypukliła się wyraźniej w prędkości pęknięcia. Wpływ różnych struktur perlityczno-ferrytycznych i martenzytyczno-ferrytycznych w stali niskostopowej o zawartości 0,23% C, 1,43% Mn, 0,11% Ni, 0,12% Cr na prędkość pęknięcia powiązано z kierunkiem walcowania [76]. Stwierdzono zmianę wykładnika m we wzorze (1) od 2 do 5,3 przy czym zmiana zależała również od orientacji składników mikrostrukturalnych (wydzielań, wtrąceń) w stosunku do kierunku i płaszczyzny walcowania. Wyraźniejsze różnice zanotowano przy wyższych wartościach ΔK . Różne wielkości ziarn ferrytu (od 0,012 do 0,206 μm) w stali o zawartości 0,05% C praktycznie nie zmieniały prędkości pęknięcia przy jednostronnie zmiennym rozciąganiu, aczkolwiek wykładnik we wzorze (1) zmniejszał się nieregularnie od 4,3 do 3,0 wraz ze zmniejszaniem się ziarn; jednocześnie systematycznie wzrastała stała C [77]. Najmniejszą prędkość pęknięcia spośród stali NiMoV, NiCrMoV i CrMoV, używanych w budowie wirników, stwierdzono w stali CoMoV dla wszystkich zakresów ΔK [78]. Prędkość pęknięcia w wysokowytrzymałych stalach NiCrMo o wysokiej czystości obniża się w porównaniu ze stalami o czystości konwencjonalnej zależnie od ΔK , od współczynnika R i od temperatury odpuszczania [79]; najlepsze rezultaty uzyskano po odpuszczeniu w niższych temperaturach (np. wpływ czystości nie zaznaczył się w prędkości pęknięcia próbek badanych w próżni, ale odpuszczanych w 405°C).

Bardzo istotne różnice w prędkości pęknięcia wywołuje obróbka cieplna stopów tytanu. W pracy [80] — z pięciu różnych zabiegów cieplnych uzyskano najlepsze własności stopu Ti6Al6V2Sn przez wyżarzenie w zakresie fazy β (988°C) i otrzymanie drobnoziarnistej fazy o strukturze podobnej do struktury Widmannstättena. Sądzi się, że granice pierwotnych ziarn są przyczyną hamowania pęknięcia. Ciekawe jest to, że o stosunkowo niskiej prędkości pęknięcia nie decydowały wyższe wartości R_e czy R_m . Ponadto żaden z powszechniejszych wzorów na prędkości pęknięcia nie dostarczył wyników zgodnych z doświadczeniem. Rodzaj mikrostruktury i wielkość strefy plastycznego odkształcenia w porównaniu z wielkością ziarna zaznacza się w prędkości pęknięcia w stopie Ti6Al4V(Ti318) i w jednofazowym stopie Ti115 o zawartości 0,1% O₂ [81]. Prędkość ta była najniższa w stopie o strukturze gruboziarnistej. Szybszy rozwój pęknięć miał miejsce w stopie Ti318 zawierającym martenzyt, co wyjaśniono większym udziałem pęknięcia w fazie martenzytycznej i znacznie większą strefą plastyczną przed czołem pęknięcia w porównaniu z wielkością ziarn struktury martenzytycznej. Wielokrotną zmianę prędkości pęknięcia w stopie Ti6Al4V, spowodowaną różną mikrostrukturą i związaną ze współczynnikiem R , stwierdzono w pracy [82]. Wykazano, że powyżej pewnej krytycznej wartości ΔK wpływ mikrostruktury zanika i że określenia pęknięcia zależnego lub niezależnego od mikrostruktury można było dokonać na podstawie wielkości strefy odwracalnych odkształceń plastycznych. W mosiądzu M70 nie stwierdzono wpływu wielkości ziarn na prędkość pęknięcia [83].

Słonność do kruchego pęknięcia musi się zaznaczyć w prędkości pęknięcia. Wykazały to, między innymi, badania niskostopowej stali o zawartości 0,35% C, 4,23% Ni, 1,43% Cr przy zmiennym zginaniu, którą poddawano różnym zabiegom cieplnym w celu uzyskania stanu umownie kruchego i umownie niekruchego [15]. W tym ostatnim nie zanotowano

wpływu σ_m i zmiany wykładnika m we wzorze (1) (wynosił 2,4). Natomiast w stanie kruchym wykładnik ten zwiększał się od 2,7 do 5,8 w miarę wzrostu R (pęknięcia rozwijały się częściowo po granicach ziarn).

Powierzchniowe umocnienie czy lokalny zgniot nie zawsze prowadzą do polepszenia własności ze względu na rozwój pęknięcia, jak to opisano w [1] i wykazano między innymi w bardzo interesującej pracy W. BŁAŻEWICZA [84]. Przykładem tego niech będzie także praca [85], w której stwierdzono większą prędkość pęknięcia w łopatkach turbinowych ze stopu niklowego EI 437 B po powierzchniowym zgniocie (symetryczne zginanie przy 20°C; rys.8).



Rys. 8. Długość zmęczeniowych pęknięć w stopie EI437B w zależności od liczby cykli N w elementach przed (2) i po powierzchniowym zgniocie (1).

B. F. Bałaszow, A. N. Pietuchow [85]

W podwyższonych temperaturach, w których na ogół wzrasta prędkość pęknięcia, stosowana jest zależność (1). Jednak dość często następuje załamanie wykresów $dl/dN = f(\Delta K)$, a zatem zmiana wykładnika m w zależności od zakresu temperatury i stanu materiału. Pokazano to w pracy [86], badając stale 304 (0,05% C, 18% Cr, 9,5% Ni) i 316 (0,06% C, 17,3% Cr, 13,3 Ni, 2,3% Mo) w stanie przesyconym. Próbkę z tych stali poddawano zmiennemu rozciąganiu przy $R = 0 \div 0,05$ w temperaturach 24, 37, 316, 538 i 649°C. Prędkość pęknięcia stali 304 była około 12 razy większa w 649°C, aniżeli w 24°C, a w stali 316 jeszcze większa, natomiast zgniot tej stali (walcowanie na zimno do 20% zmniejszenia grubości) przyczynił się do obniżenia prędkości pęknięcia. Interesujące jest, że pęknięcie przebiegało transkryystalicznie. Stosowalność wzoru (1) również dla stali 316 potwierdzono w [87], wskazując na zależność C i m nie tylko od temperatury, ale również od częstości obciążenia i współczynnika R . Wstępne obciążenie cykliczne o odpowiedniej wartości może opóźniać rozwój pęknięcia, także w podwyższonych temperaturach, [88]; w pracy tej badano niskostopową stal CrMoV przy różnych rodzajach obciążenia w zakresie małej liczby cykli. W publikacji [89] wzór (1) zaproponowano uzupełnić wartością temperatury. Prędkość pęknięcia stali 22NiMoCr37, używanej w budowie reaktorów, jest praktycznie niezależna od czynników konstrukcyjnych i eksploatacyjnych (grubość elementów, ośrodek woda-powietrze, częstość od 10 do 100 Hz, współczynniki R) w zakresie do 300°C [90]. Zaznacza się natomiast wpływ strefy cieplnej w połączeniach spawanych, nie zmieniający jednak wykładnika m we wzorze (1), lecz powodujący tylko wzrost stałej C . Ciekawe rezultaty badań stopu kobaltowego HS 188 (22% Cr, 14% W, 22% Ni, 1,4% Fe, 0,1% C,

40% Co) w temperaturach do 920°C i częstości od 0,01 do 10 Hz zawiera praca [91]. Prędkość rozwoju pęknięcia, opisywana wzorem (1) jest niezależna od częstości, jeśli pęknięcie miało charakter transkrystaliczny — to znaczy przy wyższych częstościach. Natomiast w zakresie małych częstości prędkość znacznie rosła wraz z obniżaniem się częstości, a pęknięcie przebiegało międzykrystalicznie. Wysłunięto wnioszek, że dla każdej temperatury istnieje określona częstość krytyczna, powyżej której wielkość dl/dN jest więcej lub mniej zależna od częstości.

W obniżonych temperaturach prędkość pęknięcia w zasadzie obniża się, chociaż istotny wpływ mogą wywierać warunki badania i geometria próbek. Pokazano to na przykładzie badań stali niskostopowej (0,23% C, 3,4% Ni, 0,3% Mo, 0,07% V) o strukturze bainityczno-ferrytycznej w temperaturze do -24°C [92]. Ogólnie można stwierdzić, że dl/dN obniżało się dla danego poziomu ΔK wraz z obniżaniem się temperatury i ze wzrostem grubości elementu.

Ośrodki różne od otoczenia laboratoryjnego wpływają istotnie na prędkość pęknięcia zależnie od własności tych ośrodków, a zwłaszcza od wrażliwości materiału na działanie ośrodka, zaznaczającej się również w odporności na pęknięcie w tym ośrodku K_{cor} . Jednak omawiany wpływ wyraźnie maleje w zakresie wysokich wartości ΔK . Nakładanie się zjawisk adsorpcji, dyfuzji i korozji na zjawiska zmęczeniowe czyni przebieg zmęczenia bardzo złożony. Stąd podejmowano próby wyznaczenia prędkości pęknięcia w ośrodkach za pomocą wyrażeń dwuczłonowych, w których do prędkości pęknięcia w zwykłych warunkach dodawano człon zależny od czasu działania ośrodka i ujmujący jego charakterystyczne własności (np. [93]). Przeglądu prac o wpływie ośrodków na prędkości pęknięcia dokonano już w wielu publikacjach; jako przykład wymieńmy prace [72, 93, 94]. Obszerność i liczba prac na ten temat nie pozwala na ich omówienie w ramach niniejszego referatu.

Z przeglądu przedstawionych badań wynika ich określony kierunek: dążenie do możliwie prostego opisu prędkości pęknięcia w różnych warunkach eksploatacyjnych. Taki opis umożliwiałby w dalszym ciągu wzór (1) z różnymi uzupełnieniami. W tym też kierunku powinny być wytyczone badania materiałów krajowych prowadzone obecnie w bardzo skromnym zasięgu. Nie znamy charakterystyk tej ważnej własności materiałowej, jaką jest prędkość zmęczeniowego pęknięcia. Istnieje zatem pilna konieczność intensyfikacji takich badań, również w ramach problemu węzłowego « Wytrzymałość i optymalizacja konstrukcji maszynowych i budowlanych ». Badania te muszą objąć w pierwszym rzędzie elementy ze stopów aluminium i stopów tytanu, ze stali o podwyższonej wytrzymałości i ze stopów używanych w technice reaktorowej.

Literatura cytowana w tekście

1. S. KOCZAŃDA, *Zmęczeniowe niszczenie metali*, WNT, Warszawa 1972.
2. *Mechanical Behavior of Materials*. Proceedings of the International Conference on Mechanical Behavior of Materials, Kyoto 1971, Vol. I - V. The Society of Materials Science, Japan 1972.
3. Symposium on Fracture and Fatigue at the School Engineering and Applied Science George Washington University, Washington 1972. *Engineering Fracture Mechanics*, 5 (1973).
4. International Congress on Fracture. Dritte Internationale Tagung über den Bruch, München 1973, VDE, I - IX.

5. S. KOCANĀDA, *Problemy rozwoju pęknień zmęczeniowych*, Materiały pomocnicze na konferencję szkoleniową na temat: «Wybrane problemy pęknień zmęczeniowych», Jabłonna, grudzień 1973.
6. P. M. TOOR, *A review of some damage tolerance design approaches for aircraft structures*, Eng., Fracture Mech., 5' (1973) 837 - 880.
7. P. RABBE, *Application de la mecanique de la rupture a l'etude de la fissuration en fatigue*, Rev. Francaise de Mecanique, 38 (1971) 11 - 27.
8. D. W. HOEPPNER, W. E. KRUPP, *Prediction of component life by application of fatigue crack growth knowledge*, Eng. Fracture Mech., 1, 6 (1974) 47 - 70.
9. H. P. LIEURADE, P. RABBE, *Etude, a l'aide de la mecanique de la rupture, de la vitesse de fissuration en fatigue d'une gamme etendue d'aciers*, Institut des Recherches de la Siderurgie Francaise, P 139, Mars 1972.
10. G. T. HAHN, M. SARRATE, A. R. ROSENFELD, *Experiments on the nature of fatigue crack plastic zone*, Proc. A. F. Cong. on Fatigue and Fracture of Aircraft Structures and Materials, AFFDL TR-70-144, September 1970.
11. H. TAKASHIMA, T. URASHIMA, Y. YAZAKI, *Crack propagation properties in low alloy carbon steels and their microfractographic analysis*, W [4], Teil IV, Ref. III - 431.
12. J. M. BARSOM, *Fatigue crack propagation in steels of various yield strength*, Trans. ASME, Journal of Engineering for Industry, Ser. B 93, 4 (1971) 1190 - 1196.
13. M. KINOSHITA, K. KONO, E. SHINGAI, *Estimation of fatigue crack propagation life of steels plates and of structural member model of ship hull*, Eng. Fracture Mech., 3, 5 (1973) 563 - 584.
14. А. А. ГУДКОВ, В. С. ЗОТЪВВ, *К изучению закономерностей распространения усталостной трещины*, Проблемы прочности, 4 (1974) 91-95.
15. R. O. RITCHIE, J. F. KNOTT, *Brittle cracking processes during fatigue crack propagation*, W [4], T. VI, Ref. 434/A.
16. R. E. ZINKHAM, H. LIEBOWITZ, D. L. JONES, *Fracture toughness-strength relationship in aluminium zinc-magnesium-copper alloys*. W [2], Vol. I, s. 370 - 393.
17. R. J. DONAHUE, H. CLARK, P. ATANMO, R. KUMBLE, A. J. McEVILY, *Crack opening displacement and the rate of fatigue-crack growth*, University of Connecticut, Institute of Materials of Science Report 1971.
18. M. KLESNIL, P. LUKAS, *Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks*, CSAV, Brno 1971.
19. R. J. COOKE, C. J. BEEVERS, *The effect of load ratio on the threshold stresses for fatigue crack growth in medium carbon steels*, Eng. Fracture Mech., 4, 5 (1973) 1061 - 1071.
20. jak poz. [17], Intern. Jour. of Fracture Mech., 2 (1972) 209 - 219.
21. R. J. COOKE, C. J. BEEVERS, *Slow fatigue crack propagation in pearlitic steels*, Materials Science and Engineering, 13 (1974) 201 - 210.
22. T. MATSUMOTO, H. KITAGAWA, *Estimation of threshold stress intensity factors of fatigue-crack growth*, W [2], Vol. II, s. 218 - 224.
23. H. KITAGAWA, H. NISHITANI, T. MATSUMOTO, *Fracture mechanics approach to threshold condition for fatigue crack growth*. W [4], T. VI, Ref. V - 444/A.
24. N. E. FROST, L. P. POOK, K. DENTON, *A fracture mechanics analysis of fatigue crack growth data for various materials*, Eng. Fracture Mech., 2, 3 (1971) 109 - 126.
25. L. P. POOK, A. F. GREENAN, *Fatigue crack-growth characteristics of two magnesium alloys*, Eng. Fracture Mech., 4, 5 (1973) 935 - 946.
26. В. М. ВИГДОРЧИК, Г. А. ЧЕКУРОВА, *О критическом напряжении развития трещины*, Проблемы прочности, 5 (1974) 73—75.
27. W. ELBER, *Fatigue crack closure under cyclic tension*, Eng. Fracture Mech., 2 (1970) 37 - 45. Materialprüfung, 6 (1970) 189 - 193.
28. O. BUCK, C. L. HO, H. L. MARCUS, *Plasticity effects in crack propagation*, Eng. Fracture Mech., 5 (1973) 23 - 34.
29. R. E. JONES, *Fatigue crack growth retardation after single-cycle peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy*, Ibidem, s. 585 - 604.
30. T. T. SHIH, R. P. WEI, *A study of crack closure in fatigue*, Ibidem, 16 (1974) 19 - 32.

31. T. C. LINDLEY, C. E. RICHARDS, *The relevance of crack closure to fatigue crack propagation*, Materials Science a. Eng., 3 (1974) 281 - 293.
32. T. C. LINDLEY, C. E. RICHARDS, *The influence of crack closure and plastic zone geometry on fatigue crack propagation*, W [4], T. VI, Ref. V-431/A.
33. O. BUCK, J. D. FRONDSSEN, C. L. HO, H. L. MARCUS, *The effect of gaseous environments on crack tip closure, The microstructure and design of alloys*, Proceedings of the Third Intern. Conf. the Strength of Metals and Alloys, Cambridge 1973, Paper 94.
34. J. IMAMASA, T. MIKI, *Experimental verification for application of fracture mechanics to failure of pressure vessel*. W [4], T. IX, Ref. VIII-441.
35. S. TAIRA, K. TANAKA, *Microscopic study of fatigue crack propagation in carbon steels*, W [2], Vol. II, s. 48 - 58.
36. S. TAIRA, K. TANAKA, *Stress-strain distribution near crack tips and fracture mechanisms in fatigue of metals*, W [4], Vol. VI, Ref. V-61.
37. H. OHUCHIDA, A. NISHIOKA, S. ASAMI, *Elastic-plastic approach to fatigue crack propagation and fatigue limit of material with crack*, W [4], Ref. V-442/A.
38. T. MATSUMOTO, H. KITAGAWA, *X-ray investigation of fatigue-growth-on critical strain for fracture at the crack tip*, W [2], Vol. II, s. 59 - 66.
39. M. KATCHER, *Crack growth retardation under aircraft spectrum loads*, Eng. Fracture Mech., 4, 5 (1973), 793 - 818.
40. B. TOMKINS, J. WAREING, G. SUMMER, *Fatigue crack propagation under mode II conditions*, W [4], T. VI, Ref. V-422.
41. S. V. SERENSEN, N. A. MAKHUTOV, *The conditions low cycle crack initiation and propagation in stress concentration zones*, Ibidem, Ref. V-334.
42. V. M. RADHAKRISHNAN, *On the crack propagation in low cycle fatigue*, Ibidem, Ref. -331.
43. V. M. RADHAKRISHNAN, *Damge accumulation in low cycle-fatigue*, Zeitschrift f. Metallkunde, 10 (1973) 705 - 710.
44. K. H. SCHWALBE, *Zur Abschätzung der Ausbreitungsgeschwindigkeit von Ermüdungsrissen*, Ibidem, 6 (1973) 453 - 457.
45. T. YOKOBORI, M. YOSHIDA, *Kinetic theory approach to fatigue crack propagation*. W [4], T. II, Ref. I-332.
46. T. YOKOBORI, T. AIZAWA, *Some notes to the kinetic theory of fatigue crack propagation*, Rep. Res. Inst. Strength a. Fracture of Materials Tohoku University, 2, 9 (1973) 65 - 67.
47. A. J. McEVILY, R. KUMBLE, R. J. DONAHUE, *On the influence of the R-ratio on fatigue crack propagation*. W [4], T. VI, Ref. V-424.
48. R. O. RITCHIE, J. E. KNOTT, *Micro-cleavage cracking during fatigue crack propagation in low strength steel*, Materials Science and Eng., 1, 14 (1974) 7 - 14.
49. H. NOWACK, *Fatigue crack propagation under consecutive load cycles with varying mean loads and amplitudes*, W [4], T. VI, Ref. V-324.
50. J. J. HANEL, *Schwingfestigkeit und Rissfortschreitung von eigenspannungsbehafteten Risstäben aus St 5 unter Einstufenbelastung*, Veröffentlichungen des Institutes für Statik und Stahlbau der Technischen Hochschule Darmstadt, H. 19, 1972.
51. C. M. HUDSON, J. T. SCARDINA, *Effect of stress ratio on fatigue crack growth in 7075-T6 aluminium alloy sheet*, NASA TN-D-5390, 1069.
52. M. KLESNIL, P. LUKAŠ, P. RYS, *Effect of stress cycle asymetry on fatigue crack growth*, CSAV Institute of Physical Metallurgy, Brno 1971.
53. J. C. RADON, S. ARAD, L. E. CULVER, *Growth of fatigue cracks in metals and polymers*, Eng. Fracture Mech., 1, 6 (1974) 195 - 208.
54. R. DUBENSKY, *A study of fatigue crack propagation in high strength aluminium alloys at high stresses*, W [2], Vol. II, s. 175 - 186.
55. P. R. V. EVANS, N. B. OWEN, L. N. McCARTNEY, *Mean stress effects on fatigue crack growth and failure in a rail steel*, Eng. Fracture Mech. 1, 6 (1974) 183 - 193.
56. J. SCHIJVE, F. A. JACOBS, P. J. TROMP, *The effect of load sequence or fatigue crack propagation under random loading and program loading*, NLR TR, 1971.

57. H. NOWACK, *Ein Beitrag zur Untersuchung der Schadensakkumulation auf der Grundlage biharmonischer Belastungsabläufe*, Deutsche Forschungs- u. Versuchsanstalt für Luft- u. Raumfahrt. DLR FB 71 - 23, 1971.
58. J. C. McMILLAN, R. M. PELLOUX, *Fatigue crack propagation under programmed loads and crack tip opening displacements*, Eng. Fracture Mech., 2 (1970) 81 - 84.
59. L. G. VARGAS, R. I. STEPHENS, *Subcritical crack growth under intermittent overloading in cold-rolled steel*, W [4], T. VI, Ref. V-325.
60. O. E. WHEELER, *Spectrum loading and crack growth*, Trans. ASME, Jour. of Basic Eng., Ser. D 94 (1972) 182 - 186.
61. O. JONAS, R. P. WEI, *An exploratory study of delay in fatigue crack-growth*, Intern. Jour. of Fracture Mech., 7 (1971) 116 - 118.
62. H. KITAGAWA, S. FUKUDA, A. NISHIYAMA, *Fatigue crack growth in steels under random loading considering threshold condition*, W [2], Vol. II, s. 508 - 515.
63. S. KOTANI, K. KOIBUCHI, *The effect of varying mean stress on the fatigue strength of sharp notched specimens*, Ibidem, s. 451 - 457.
64. H. KISHIMOTO, T. YOSHIMURA, *Random and program fatigue tests of Cr-Mo steel specimen with V-grooved notch*, Ibidem, s. 352 - 364.
65. А. М. ДОЩЕНКО, *Влияние редких элсимающихся нагрузок на развитие усталостной трещины*, заводская Лаборатория, 3 (1971) 350-352.
66. T. W. CROOKER, *Effects in tension-compression cycling on fatigue crack growth in high strength alloys*, Jour. of Eng. for Industry, Trans. ASME, ser. B 93, 4 (1971) 893 - 896.
67. N. J. I. ADAMS, *Some comments on the effect of biaxial stress on fatigue crack growth and fracture*, Eng. Fracture Mech., 4, 1, 5 (1973) 983 - 991.
68. H. KITAGAWA, M. ISHIDA, T. OHIRA, M. KURODA, *Growth of distributed cracks under fatigue loading*, W [4], T. II, Ref. I-521.
69. H. SAAL, *Der Einfluss von Formzahl und Spannungsverhältnis auf die Zeit- und Dauerfestigkeiten und Rissfortschreitungen bei Flachstäben aus St52*, Jak poz. [50], H. 17, 1971.
70. H. G. MUNRO, N. J. L. ADAMS, *Fatigue and fracture of a 200 ksi grade maraging steel proposed for use in military bridging*, Eng. Fracture Mech., 4 (1972) 705 - 715.
71. J. SCHUIVE, P. DE RIJK, *The fatigue crack propagation in 2024-T3 alclad sheet materials from seven different manufactures*, NLR RT M. 2162, 1968.
72. C. T. HAHN, R. SIMON, *A review of fatigue crack growth in high strength aluminium alloys and the relevant metallurgical factors*, Eng. Fracture Mech., 3, 5 (1973) 523 - 540.
73. P. T. HEALD, T. C. LINDLEY, C. E. RICHARDS, *The influence of stress intensity and microstructure on fatigue crack propagation in a 1% carbon steel*, Materials Science Eng., 10 (1972) 235 - 240.
74. J. F. THROPP, G. A. MILLER, *Optimum fatigue crack resistance*, ASTM Fatigue Symposium at Atlantic City 1969.
75. T. ARAKI, T. Y. SHIH, *The fatigue behaviors and metallurgical factors of alloyed high strength steels*, W [4], T. VI, Ref. V-443/B.
76. F. A. HEISER, R. W. HERTZBERG, *Anisotropy of fatigue crack propagation*, Trans. ASME, Jour. of Basic Eng., 93, Ser. D, (1971) 211 - 217.
77. T. YOKOBORI, I. KAWADA, H. HATA, *The effects of ferrite grain size on the stage II fatigue crack propagation in plain carbon steel*, Jak poz. [46], 2, 9, (1973) 35 - 64.
78. W. G. JR. CLARK, *Fatigue crack growth characteristics of rotor steels*, Eng. Fracture Mech., 4, 2 (1971) 287 - 299.
79. P. R. V. EVANS, N. B. OWEN, B. E. HOPKINS, *The effect of purity on fatigue crack growth in a high-strength steel*, Ibidem, 4, 3 (1971) 463 - 473.
80. M. F. AMATEBAU, W. D. HANNA, E. G. KENDALL, *The effect of microstructure on fatigue crack propagation in Ti-6Al-6V-2Sn alloy*, W [2], Vol. II, s. 77 - 89.
81. J. L. ROBINSON, P. E. IRVING, C. J. BEEVERS, *An analitic approach to low stress fatigue crack growth in titanium*, W [4], T. VI, Ref. V-343.
82. P. E. IRVING, C. J. BEEVERS, *Microstructural influences on fatigue crack growth in Ti-6Al-4V*, Materials Science Eng., 3, 14 (1974) 229 - 238.

83. A. W. THOMPSON, R. J. BUCCI, *The dependence of fatigue crack growth rate on grain size*, Sandia Laboratories, SCL-DC-720067, September 1972.
84. W. BŁAŻEWICZ, *The effect of residual stress on crack rate in 2024-T3 alclad material under constant and programmed load sequences*, Arch. Bud. Masz., 2, 20 (1973) 191 - 218.
85. Б. Ф. БАЛАШОВ, А. Н. ПЕТУХОВ, *Усталостная прочность жаропрочных сплавов в связи с концентрацией напряжений, асимметрией цикла и поверхностным наклепом*, Проблемы прочности, 4 (1974) 82-86.
86. L. A. JAMES, *The effect of elevated temperature upon fatigue-crack propagation behavior of two austenitic stainless steels*, W [2], Vol. III, s. 341 - 352.
87. P. SHAHINIEN, H. H. SMITH, H. E. WATSON, *Fatigue crack growth in type 316 stainless steel in high temperature*, Trans. ASME, Jour. of Eng. for Industry, Ser. B 93, 4 (1971) 976 - 980.
88. C. B. HARRISON, G. N. SANDOR, *High-temperature crack growth in low cycle fatigue*, Eng. Fracture Mech., 4, 4 (1971) 403 - 420.
89. B. MUKHERJEE, *Fatigue crack growth in metals and polymers*, W [4], T. VI, Ref. V-423.
90. A. GERSCHA, *Einflussgrößen auf das Risswachstum des Schmiedestahles 22 NiMoCr37*, Ibidem, Ref. V-421.
91. T. OHMURA, R. M. PELLOUX, N. J. GRANT, *High temperature fatigue crack growth in a cobalt base superalloy*, Eng. Fracture Mech., 4, 5 (1973) 909 - 922.
92. W. G. CLARK, H. E. TROUT, *Influence of temperature and section size on fatigue crack growth behavior in Ni-Co-V alloy steel*, Ibidem, 2 (1970) 107 - 123.
93. A. J. McEVILY, R. P. WEI, *Fracture mechanics and corrosion fatigue*, Institute of Materials Science, University of Connecticut, AFOSR-TR-72-0408.
94. R. P. WEI, *Some aspects of environment-enhanced fatigue-crack growth*, Eng. Fracture Mech., I (1970) 633 - 651.

WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA, WARSZAWA

Praca została złożona w Redakcji dnia 27 listopada 1974 r.