

POLITECHNIKA OPOLSKA

WYDZIAŁ MECHANICZNY



**Wpływ asymetrii cyklu oraz koncentratora naprężenia na
rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem**

ROZPRAWA DOKTORSKA

Opracował: mgr inż. Sebastian Faszynka

Promotor: dr hab. inż. Dariusz Rozumek, prof. PO

OPOLE 2016

*Składam serdeczne podziękowania mojemu promotorowi
dr hab. inż. Dariuszowi Rozumek, prof. PO
za cenne uwagi, opiekę naukową oraz pomoc w trakcie realizacji pracy doktorskiej.*

Dziękuję Rodzinie za wsparcie w dążeniu do celu.

Spis treści:

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ	5
1. WPROWADZENIE	7
2. PRZEGLĄD PODSTAWOWYCH ZAGADNIENÍ DOTYCZĄCYCH MECHANIKI PĘKANIA	9
2.1. Zarys badań poświęcony rozwojowi pęknięć zmęczeniowych.....	9
2.1.1. Teoria kruchego pękania	10
2.1.2. Liniowo-sprężysta mechanika pękania	13
2.1.3. Sprężysto-plastyczna mechanika pękania	15
2.2. Kryteria rozwoju pęknięć zmęczeniowych	17
2.2.1. Kryterium naprężeniowe	17
2.2.2. Kryterium przemieszczeniowe	22
2.2.3. Kryterium energetyczne	28
2.3. Opis prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych	32
2.4. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych	41
2.5. Wpływ koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych	48
2.6. Mikrostruktura materiału i jej wpływ na rozwój pęknięć zmęczeniowych	55
2.7. Podsumowanie przeglądu zagadnień dotyczących mechaniki pękania.....	57
3. CEL, ZAKRES I TEZA PRACY	60
4. METODYKA BADAŃ DOŚWIADCZALNYCH	62
4.1. Stanowisko badawcze	62
4.1.1 Cechowanie stanowiska badawczego	65
4.1.2 Urządzenie do pomiaru rozwoju pęknięć zmęczeniowych	66
4.2. Kształt próbek przyjętych do badań	68
4.3. Struktura i właściwości badanego materiału	68
4.4. Metodyka opracowania wyników badań doświadczalnych	70
5. OBLICZENIA NUMERYCZNE METODĄ ELEMENTÓW BRZEGOWYCH	73
5.1. Opis programu FRANC3D	73
5.2. Wyniki obliczeń numerycznych przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem	76
5.3. Podsumowanie.....	82
6. BADANIA DOŚWIADCZALNE ROZWOJU PĘKNIĘĆ ZMECZENIOWYCH	84
6.1. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu.....	84
6.2. Wpływ mikrostruktury materiału na rozwój pęknięć przy zginaniu	89

6.2.1. Wpływ obróbki cieplnej na rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 i PA7	94
6.3. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu.....	98
6.4. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem.....	104
6.5. Wpływ koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu.....	112
6.6. Analiza rozwoju ścieżek pęknięcia i powierzchni złomów zmęczeniowych	117
6.7. Podsumowanie.....	121
7. WNIOSKI	123
LITERATURA.....	125
STRESZCZENIE	140

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

$B, C_F, C_P,$	– współczynniki wyznaczone doświadczalnie, -
m_F, m_P, n	– wykładniki wyznaczone doświadczalnie, -
E	– moduł sprężystości podłużnej, moduł Younga, GPa
G	– moduł sprężystości poprzecznej, moduł Kirchhoffa, GPa
J	– parametr energetyczny lub całka niezmiennicza w okolicy wierzchołka pęknięcia, $\text{MPa} \cdot \text{m}$
K	– współczynnik intensywności naprężenia, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
K_c	– odporność na pękanie, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
$K_{Ic}, K_{IIc}, K_{IIIc}$	– odporność na pękanie dla I, II i III sposobu obciążenia, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
K_{\max}	– wartość maksymalna WIN, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
K_{\min}	– wartość minimalna WIN, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
M_{ag}	– amplituda momentu przy zginaniu, $\text{N} \cdot \text{m}$
M_{ags}	– amplituda momentu przy zginaniu ze skręcaniem, $\text{N} \cdot \text{m}$
M_{as}	– amplituda momentu przy skręcaniu, $\text{N} \cdot \text{m}$
N	– bieżąca liczba cykli, cykle
N_f	– trwałość zmęczeniowa, cykle
R	– współczynnik asymetrii cyklu, -
R_e	– granica plastyczności, MPa
R_m	– wytrzymałość na rozciąganie, MPa
Y_I	– współczynnik wpływu skończoności wymiarów elementu, -
Y_{2FR}, Y_{2LTM}	– współczynniki korekcyjne, -
a	– bieżąca długość pęknięcia po stronie czynnej próbki, mm
a^*	– bieżąca długość pęknięcia po stronie biernej próbki, mm
a_0	– długość karbu, mm
b	– szerokość próbki, mm
c	– bieżąca głębokość pęknięcia na górnej powierzchni próbki, mm
da/dN	– prędkość wzrostu pęknięcia, m/cykl
r	– współczynnik korelacji modelu regresji liniowej, -
w	– wysokość próbki, mm
ΔJ	– zakres całki J, $\text{MPa} \cdot \text{m}$
ΔK	– zakres współczynnika intensywności naprężenia, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
$\Delta \sigma$	– zakres naprężeń, MPa

α	– kąt ustawienia głowicy obrotowej na maszynie do badań zmęczeniowych, poziom istotności lub faza ziarna, °
α_k	– współczynnik kształtu karbu, -
δ	– rozwarcie wierzchołka pęknięcia, mm
ν	– współczynnik Poissona, -
ρ	– promień zaokrąglenia dna karbu, mm
σ_a, τ_a	– amplituda naprężenia normalnego i stycznego, MPa
σ_m	– naprężenie średnie, MPa
σ_{max}	– wartość maksymalna naprężenia, MPa
σ_{min}	– wartość minimalna naprężenia, MPa
σ_n	– naprężenie nominalne, MPa

Indeksy i skróty:

a	– amplituda,
c	– wartość krytyczna,
e	– wartość odnosząca się do zakresu sprężystego,
eff	– wartość efektywna,
eq	– wartość ekwiwalentna,
g	– wartość odnosząca się do zginania,
max	– wartość maksymalna,
min	– wartość minimalna,
n	– wartość nominalna,
op	– wartość odnosząca się do otwarcia wierzchołka pęknięcia,
p	– wartość odnosząca się do zakresu plastycznego,
s	– wartość odnosząca się do skręcania,
th	– wartość progowa,
I, II, III	– odpowiednio pierwszy, drugi i trzeci sposób obciążenia,
Δ	– zakres zmian,
CTOD	– rozwarcie wierzchołka pęknięcia,
PSN	– płaski stan naprężenia,
PSO	– płaski stan odkształcenia,
WIN	– współczynnik intensywności naprężenia.

1. WPROWADZENIE

Powstawanie i rozwój pęknięć zmęczeniowych oraz trwałość zmęczeniowa należą do bardzo ważnych zagadnień mechaniki ciała stałego. Badanie tych zjawisk jest niezwykle istotne, ponieważ elementy maszyn często zawierają różnego rodzaju pęknięcia stanowiące nieciągłości materiału. Doprowadziły one niejednokrotnie do katastrof [68, 132]. Szczególnie istotne są badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych w różnych materiałach konstrukcyjnych, przede wszystkim w stopach aluminium, które mają szerokie zastosowanie w przemyśle lotniczym, samochodowym, chemicznym itp. [7, 18, 36, 43, 72, 120, 128, 132, 151]. Ich celem jest otrzymanie charakterystyk rozwoju pęknięć oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych wykorzystywanych w analizach prowadzących do optymalnego doboru materiału (o dużej odporności na pękanie) na elementy maszyn pracujących w warunkach obciążeń zmiennych [47, 95]. Charakterystyki te stanowią doskonałą podstawę do budowy modeli obliczeniowych służących określeniu trwałości tych elementów.

Zjawiska i parametry, które mają wpływ na rozwój pęknięć zmęczeniowych to: rodzaj materiału i obciążenia, mikrostruktura materiału, temperatura otoczenia, typ karbu czy wpływ współczynnika asymetrii cyklu [68, 73]. Rozwój pęknięć przebiega od kruchego do łagodnego. Gwałtowny i niebezpieczny rozwój pęknięć może pojawiać się w materiałach, w których występują wewnętrzne wady materiałowe, np.: pustki, szczeliny, pory, zgorzeliny, itp. lub, gdy podczas procesu spawania nastąpiła zmiana struktury materiału.

Powstające wskutek zmiennych obciążeń mikroszczeliny sukcesywnie łączą się i rozwijają prowadząc do powstawania długich pęknięć zmęczeniowych. W procesie zmęczenia można wyróżnić dwie charakterystyczne fazy rozwoju pęknięć: inicjację pęknięć, w której pojawiają się lokalnie szczeliny (mikropęknięcia) odnoszące się do ziaren materiału oraz rozwój pęknięć, gdzie następuje łączenie mikropęknięć oraz powstaje długie pęknięcie, które po osiągnięciu wielkości krytycznej rozwija się z dużą prędkością prowadząc do zniszczenia elementu.

Podstawą do analizy prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych i ich modelowego opisu są badania doświadczalne opisane w postaci długości pęknięć zmęczeniowych w funkcji liczby cykli. Dobór odpowiedniego modelu opisującego prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych powinien zawierać różne parametry, które występują w badaniach doświadczalnych i ich wzajemne oddziaływanie na siebie. Modelowanie

jest jednym z głównych zadań, obok badań doświadczalnych, jakie stawia zmęczeniowa mechanika pękania. Budując różne modele matematyczne zmierza się do tego, aby były one proste i użyteczne w praktyce. Badania wzrostu pęknięć zmęczeniowych są ważnym elementem analizy trwałości konstrukcji. Wyniki badań doświadczalnych przyczyniają się do poprawy jakości budowanych elementów i urządzeń. Wiązą się one z szybkim postępem w budowie samolotów, statków morskich, zbiorników ciśnieniowych oraz innych maszyn i urządzeń. Rozwój pęknięć zmęczeniowych jest bezpośrednio połączony z istniejącymi koncentratorami naprężeń (karbami) w badanych elementach (próbkach). Inicjacja pęknięcia zazwyczaj następuje w dnie karbu. W wielu przypadkach jego kształt wpływa na trwałość zmęczeniową oraz na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych [4, 35, 68, 77, 133, 134, 138, 153].

Bardzo szybki rozwój techniki na świecie powoduje, że obecnie metody numeryczne często zastępują metody analityczne i badania doświadczalne. Współcześnie podstawowymi metodami numerycznymi prowadzenia komputerowo wspomaganých obliczeń inżynierskich jest metoda elementów skończonych (MES) [151] i metoda elementów brzegowych (MEB) [33, 120], które są przydatne, a niejednokrotnie wręcz niezastąpione do rozwiązania wielu zagadnień przy konstruowaniu maszyn [20]. Metody te pozwalają na modelowanie pól naprężeń, przemieszczeń i odkształceń, zarówno w zakresie liniowym jak i nieliniowym oraz obliczaniu wielu innych parametrów, np. współczynnika intensywności naprężenia K , rozwarcia wierzchołka pęknięcia CTOD czy całki J [44, 132, 138, 169].

W niniejszej pracy przedstawiony został stan wiedzy oparty na badaniach wpływu współczynnika asymetrii cyklu oraz koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych i na tej podstawie zdefiniowano cel i zakres pracy. W rozdziale drugim zaprezentowano podstawowe informacje dotyczące mechaniki pękania będące przedmiotem tejże pracy. W trzecim rozdziale przedstawiono cel, zakres i tezę niniejszej pracy. Czwarty rozdział został poświęcony metodyce badań doświadczalnych. Piąty rozdział zawiera wyniki obliczeń numerycznych metodą elementów brzegowych. W szóstym rozdziale zaprezentowano wyniki badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych. W rozdziale siódmym przedstawiono wnioski.

2. PRZEGLĄD PODSTAWOWYCH ZAGADNIEŃ DOTYCZĄCYCH MECHANIKI PĘKANIA

W niniejszym rozdziale zostaną zaprezentowane podstawowe informacje dotyczące mechaniki pękania. W pierwszym podrozdziale przedstawiono zarys historyczny poświęcony badaniom rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Dalsze podrozdziały zawierają kolejno: wybrane kryteria rozwoju pęknięć zmęczeniowych, podstawowe zależności do określenia prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych, wpływ współczynnika asymetrii cyklu, koncentratora naprężenia oraz mikrostruktury materiału na rozwój pęknięć zmęczeniowych.

2.1. Zarys badań poświęcony rozwojowi pęknięć zmęczeniowych

Mechanika pękania pozwala poznać i zdefiniować naturę zjawiska fizycznego, jakim jest pęknięcie. Wspomaga ona proces projektowania i pozwala na określenie parametrów eksploatacyjnych. Pęknięciem nazywamy nieciągłość struktury materiału o określonej wielkości i kształcie, na której powierzchniach nie działają siły wiązań atomowych. Przy dostatecznie wysokich lokalnych naprężeniach wiązania atomowe w wierzchołku szczeliny mogą ulec rozerwaniu. W stanie nieobciążonym powierzchnie pęknięć mogą się stykać, natomiast w stanie obciążonym mogą się rozierać bądź przemieszczać względem siebie. Rozwój pęknięć zmęczeniowych polega na zwiększeniu jego charakterystycznego wymiaru, jakim jest długość. Może ona osiągać znaczne rozmiary powodując całkowite zniszczenie ciała (elementu). Działa również jako koncentrator naprężenia, gdzie spiętrzenie naprężeń jest tym większe, im mniejszy jest promień krzywizny w jego wierzchołku. W zależności od badanego rodzaju materiału i temperatury otoczenia pęknięcie może być:

- a) kruche (łupliwe) – charakterystyczne dla kruchych materiałów (żeliwo, szkło, ceramika, itp.), które charakteryzuje się małą energochłonnością procesu. Występuje, gdy w materiale są widoczne ostre (nie tępiące się) wierzchołki pęknięcia. Kruche pęknięcie może przechodzić wzdłuż tzw. płaszczyzn łupliwości. Jeśli przebiega przez ziarna nazywane jest pękaniem transkystalicznym, a gdy rozprzestrzenia się po granicach ziaren nazywane jest pękaniem międzykystalicznym. Kruche pęknięcie zachodzi, przy dużych prędkościach zbliżonych do prędkości rozchodzenia się dźwięku, bez zauważalnych śladów

odkształcenia plastycznego zarówno przed pęknięciem, jak i w czasie jego trwania. Przy takim rodzaju pęknięcia można spodziewać się nagłego i nieoczekiwanego zniszczenia elementu,

- b) plastyczne (ciągliwe) – charakterystyczne dla materiałów plastycznych, w czasie którego zniszczenie jest poprzedzone makroskopowym (lokalnym) odkształceniem plastycznym. Wymaga ono stałego doprowadzenia energii z zewnątrz (utrzymywania obciążenia). Tworzeniu się pęknięć i ich łączeniu towarzyszy tępienie się wierzchołka. Dotyczą one monokryształów, kiedy rozdzielanie następuje na wskutek kolejnych poślizgów po płaszczyznach krystalograficznych oraz polikryształów metali i stopów, gdy poślizgi występują w wielu płaszczyznach łatwego poślizgu (płynięcie plastyczne). Względnie powolnemu rozwojowi pęknięć towarzyszą intensywne odkształcenia plastyczne.

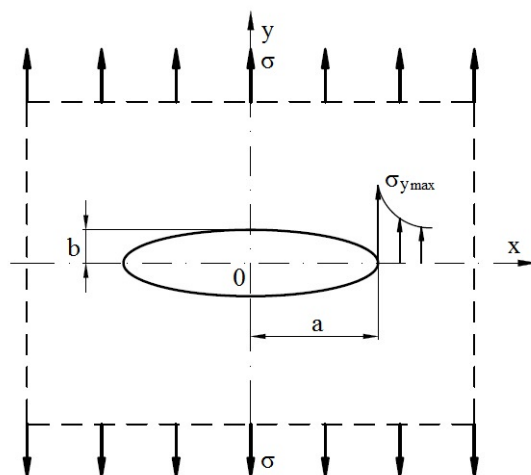
Dodatkowo pęknięcia można podzielić na: krawędziowe na wskroś, wewnętrzne eliptyczne, krawędziowe ćwierćeliptyczne.

2.1.1. Teoria kruchego pęknięcia

Wpływ dużych i lokalnych koncentracji naprężeń wokół ostrych nacięć po raz pierwszy uwzględnił w swojej pracy Inglis [61]. Udowodnił, że naprężenie wokół wierzchołka pęknięcia lub nacięcia jest wielokrotnie większe niż w porównaniu z naprężeniami panującymi dalej od pęknięcia. Analizie została poddana dwuwymiarowa płyta z eliptycznym otworem, do której przyłożono naprężenie σ (rys. 2.1). Inglis uzyskał wyrażenie dla naprężenia maksymalnego $(\sigma_y)_{\max}$ w wierzchołku dłuższej osi elipsy, gdzie promień krzywizny $\rho = b^2/a$ jest najmniejszy:

$$(\sigma_y)_{\max} = \sigma \left[1 + \left(2 \frac{a}{b} \right) \right], \quad (2.1)$$

gdzie a i b – odpowiednio duża i mała półoś elipsy.

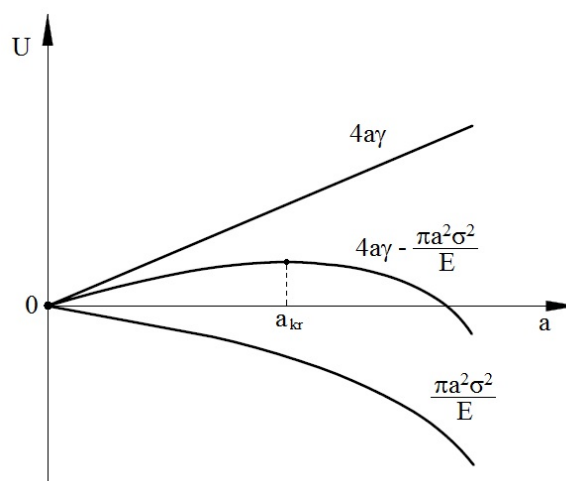


Rys. 2.1. Jednoosiowe rozciąganie eliptycznego otworu do opisu związku Inglisa [61]

Jeżeli nacięcie ma kształt wąskiej elipsy lub jest w postaci szczeliny o długości $2a$ i promieniu zaokrąglenia wierzchołka ρ , to wyrażenie ma przybliżoną wartość koncepcji naprężeń według Inglisa [61]:

$$(\sigma_y)_{\max} = 2\sigma \left(\frac{a}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}}. \quad (2.2)$$

Wartość ρ jest bardzo mała w porównaniu do „ a ”, więc w wierzchołku pęknięcia rzeczywiste naprężenie $(\sigma_y)_{\max}$ może być na tyle duże, aby spowodować zniszczenie elementu. Za jedną z pierwszych prac dotyczących opisu rozwoju pęknięcia uważa się publikację Griffitha [57] z 1921 roku. Opiera się ona na wcześniejszej analitycznej pracy Inglisa [61] dotyczącej obciążenia cienkiej płyty osłabionej eliptycznym otworem, poddanej jednoosiowemu równomiernemu rozciąganiu (rys. 2.1). Griffith jako jeden z pierwszych badaczy podjął się próby teoretycznego opisu i wyjaśnienia zjawisk zachodzących podczas rozwoju pęknięcia w materiale poddanym rozciąganiu. Wykazał, że niska realna wytrzymałość materiałów kruchych jest spowodowana obecnością pęknięć, które doprowadzają do dużej koncentracji naprężeń. Obiektem badań był materiał kruchy o strukturze amorficznej, czyli szkło. Podczas badania równomiernie rozciąganej płyty ze szczeliną o długości $2a$ mającej nieskończenie wielkie wymiary i niezmienną grubość, analizowano stan energetyczny szczeliny w zakresie liniowo-sprężystym i opisano zmiany (spadek) energii odkształcenia sprężystego o wielkości $\pi a^2 \sigma^2 / E$ (rys. 2.2).



Rys. 2.2. Zmiana energii rozciąganej płyty w czasie rozwoju pęknięć zmęczeniowych [57]

Wzrost energii powierzchniowej spowodowany jest utworzeniem się nowej, swobodnej płaszczyzny pęknięcia. Energia ta wynosi $4a\gamma$. Suma energii odkształcenia sprężystego i energii powierzchniowej jest całkowitą energią rozwoju pęknięcia i można ją zapisać jako:

$$U = 4a\gamma - \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E}. \quad (2.3)$$

Podczas rozwoju pęknięcia zostaje uwolniona energia odkształcenia sprężystego i wzrasta energia potrzebna do utworzenia się nowej powierzchni pęknięcia. Stabilny rozwój pęknięcia występuje do chwili osiągnięcia krytycznej jego długości a_{kr} (rys. 2.2). Po jej przekroczeniu pęknięcie propaguje w sposób gwałtowny i niestabilny powodując kruche pęknięcie. Po osiągnięciu przez pęknięcie maksymalnej wartości energii można określić krytyczne naprężenie, które odpowiada długości krytycznej $2a_{kr}$ jako:

$$\sigma_{kr} = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a_{kr}}}. \quad (2.4)$$

Pierwszej modyfikacji modelu Griffitha dokonał Orowan [94]. Modyfikacja ta polegała na dodatkowym wprowadzeniu energii odkształcenia plastycznego γ_p . Po modyfikacji modelu Griffitha model Orowana przyjął następującą postać:

$$\sigma_{kr} = \sqrt{\frac{2E(\gamma + \gamma_p)}{\pi a_{kr}}} \quad (2.5)$$

Orowan założył, że przy obciążeniu wierzchołek pęknięcia w materiale odkształcającym się plastycznie ma inne zachowanie niż w materiale idealnie kruchym. W materiale idealnie kruchym wierzchołek pęknięcia pozostaje podczas całego procesu pęknięcia ostry, natomiast w materiale odkształcającym się plastycznie wierzchołek pęknięcia ulega stępieniu. Powoduje to zmniejszenie koncentracji naprężeń i spadek prędkości pęknięcia zmęczeniowego.

2.1.2. Liniowo-sprężysta mechanika pęknięcia

Irwin [63] korzystając z założeń Griffitha dotyczących rozwoju pęknięć w materiale poddanym rozciąganiu, wyznaczył związek opisujący intensywność naprężenia w wierzchołku pęknięcia w postaci:

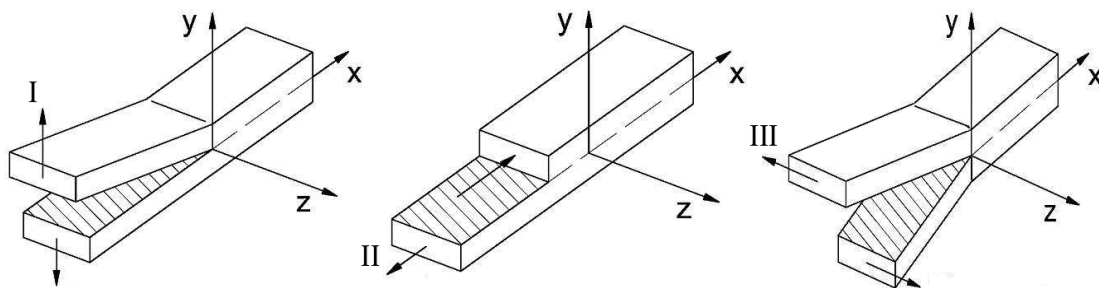
$$K = \sigma_n \sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

Wielkość K nazwano współczynnikiem intensywności naprężenia. Współczynnik ten znajduje swoje zastosowanie w teoretycznej analizie pól naprężeń i przemieszczeń w wierzchołku pęknięcia w nieskończenie wielkiej, izotropowej i liniowo-sprężystej płycie o jednostkowej grubości. Współczynnik intensywności naprężenia jest najczęściej używaną wielkością w mechanice pęknięcia, służącą do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych [26, 31, 44, 114, 117, 131, 136, 141, 175]. Ma on zastosowanie dla materiałów, które charakteryzują się niewielkimi właściwościami plastycznymi, gdzie naprężenia nominalne mieszczą się w zakresie $0,4R_e \leq \sigma_n \leq 0,7R_e$ [68]. Współczynnik K zależy od obciążenia zewnętrznego i jego rodzaju, geometrii pęknięcia i geometrii elementu (próbki). W miarę wzrostu długości pęknięcia w stosunku do szerokości elementu zaczynają oddziaływać brzegi elementu na pola naprężeń. Wtedy należy wprowadzić współczynnik korekcyjny Y_I w celu uwzględnienia skończoności wymiarów elementu. Posiada on różną budowę w zależności od obciążenia i stosunku długości pęknięcia „a” do szerokości „b”

elementu. Po wprowadzeniu wielkości Y_I współczynnik intensywności naprężenia można zapisać jako:

$$K = Y_I \sigma_n \sqrt{\pi a} . \quad (2.7)$$

Irwin [63] po raz pierwszy sklasyfikował płaszczyzny rozdzielające się pod wpływem pęknięcia w elemencie poddanym obciążeniu. Płaszczyzny te mogą wykonywać trzy podstawowe i niezależne ruchy kinematyczne względem siebie, jak przedstawiono na rys. 2.3. Dowolny sposób pęknięcia może być zrealizowany jako superpozycja trzech podstawowych sposobów. Wyniki badań doświadczalnych i analizę rozwoju pęknięć zmęczeniowych najczęściej w literaturze przedstawia się dla I sposobu pęknięcia, natomiast rzeczywiste elementy maszyn, konstrukcje czy też układy maszynowe pracują przy mieszanych sposobach pęknięcia, takich jak np. zginanie ze skręcaniem (I+III sposób pęknięcia), zginanie ze ścinaniem (I+II sposób pęknięcia), ścinanie ze skręcaniem (II+III sposób pęknięcia) [120]. Irwin w swych rozważaniach wyszedł z założenia, że w ciałach stałych pęknięcie można zamodelować za pomocą powierzchni nieciągłych. Na rys. 2.3 przedstawiono trzy niezależne sposoby przemieszczeń dwóch płaszczyzn (brzegów) pęknięcia względem siebie.



Rys. 2.3. Trzy podstawowe sposoby rozwoju pęknięć: I – rozrywanie, II – ścinanie wzdłużne, III – ścinanie poprzeczne [132]

2.1.3. Sprężysto-plastyczna mechanika pękania

W liniowo-sprężystej mechanice pękania do opisu pól naprężeń w wierzchołku pęknięcia można równorzędnie stosować współczynnik intensywności naprężenia K , jak również całkę J . Współczynnik K może być stosowany jedynie dla materiałów, w których obszar odkształceń plastycznych jest niewielki w stosunku do długości pęknięcia. Natomiast w przypadku materiałów bardziej plastycznych (gdy $\sigma_n > R_e$) należy zastosować sprężysto-plastyczną mechanikę pękania, która prawidłowo opisuje zachowanie się materiału plastycznego przy jednoczesnym poprawnym opisie ciał kruchych. Wielkością do opisu stanu naprężenia i odkształcenia w wierzchołku pęknięcia w sprężysto-plastycznej mechanice pękania jest energia dyssypowana w procesie pękania nazywana całką J . Parametr ten opisuje szybkość uwalniania energii podczas pękania. Autorzy wielu prac doszli do wniosku, że współczynnik intensywności naprężenia K nie jest w stanie opisać wszystkich zjawisk zachodzących podczas wzrostu pęknięć zmęczeniowych w materiałach sprężysto-plastycznych. Problemem stosowania całki J jest pomiar odkształceń plastycznych, dlatego w wielu przypadkach autorzy wspomagają się metodami numerycznymi za pomocą których, można wyznaczyć stan naprężenia i odkształcenia w wierzchołku pęknięcia. Eshelby [27] jako pierwszy wprowadził pojęcie całki J dla elementów (próbek), które zawierają pęknięcia. Jednakże w literaturze uważa się Czerepanowa [17] i Rice'a [116] za autorów, którzy sformułowali pojęcie całki J i została ona zapisana w następującej postaci:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W \delta y - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right), \quad (2.8)$$

gdzie: $W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ – energia odkształcenia przypadająca na jednostkę objętości,

Γ – krzywa obejmująca czoło pęknięcia, która rozpoczyna się w dolnej jego powierzchni i kończy się w górnej (rys. 2.4), $T \equiv \sigma_{ij} n_j$ – wektor sił powierzchniowych na konturze Γ odpowiadający jednostkowemu wektorowi n (o kosinusach kierunkowych n_j), ds – wycinek łuku, u – wektor przemieszczenia.

Według rys. 2.4 całkę J dla poprowadzonego konturu ABCDEFA można zapisać zgodnie z równaniem:

$$J = J_{AB} + J_{\Gamma_2} + J_{DE} + J_{\Gamma_1} = 0. \quad (2.9)$$

Przy założeniu braku obciążeń na powierzchni pęknięcia można zapisać w postaci:

$$\partial y = 0 \text{ i } T = 0. \quad (2.10)$$

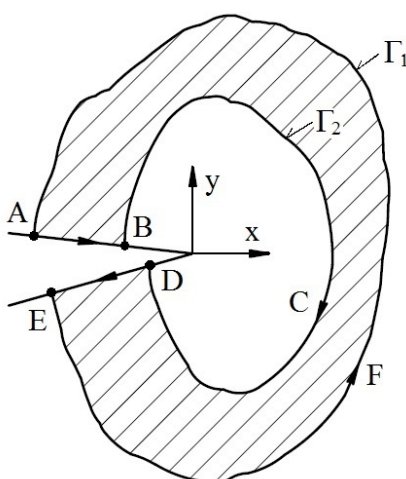
Z równania (2.8) otrzymano:

$$J_{AB} = J_{DE} = J. \quad (2.11)$$

Po podstawieniu równania (2.11) do (2.9) i zmianie kierunku ścieżki Γ_2 otrzymano równanie:

$$J_{\Gamma_1} = J_{\Gamma_2} = J. \quad (2.12)$$

Równanie (2.12) potwierdza niezależność całki J od drogi całkowania w przypadku pęknięcia, co jest bardzo ważne do obliczeń metodami numerycznymi.



Rys. 2.4. Droga całkowania przy obliczaniu całki J [132]

2.2. Kryteria rozwoju pęknięć zmęczeniowych

Kryteria rozwoju pęknięć zmęczeniowych są bardzo ważnym aspektem mechaniki pękania. Opierają się na przesłankach fizycznych, ale powinny również jednoznacznie określać wartości charakteryzujące materiał, które można uzyskać z pomiarów i obliczeń. Kryteria te najczęściej dzieli się na: naprężeniowe, przemieszczeniowe oraz energetyczne. Do opisu prostych stanów obciążenia, np.: rozciągania czy zginania [9, 32, 55, 112, 160] stosuje się zazwyczaj kryteria naprężeniowe lub przemieszczeniowe. Natomiast dla złożonych stanów obciążenia takich jak: rozciąganie ze skręcaniem, zginanie ze skręcaniem i inne [39, 40, 122, 175] stosuje się kryteria energetyczne.

2.2.1. Kryterium naprężeniowe

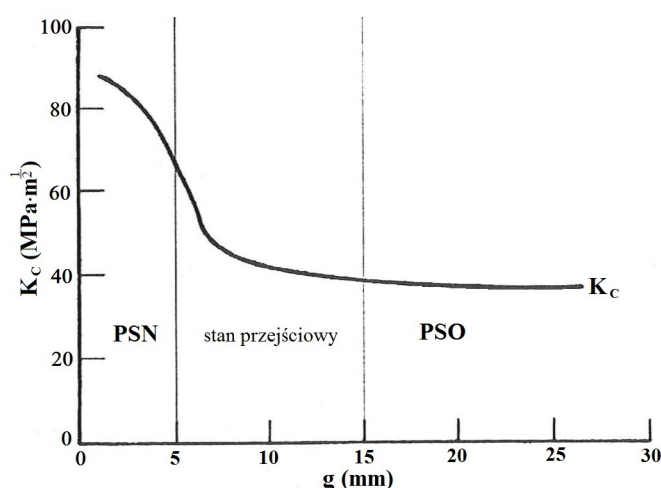
Współczynnik intensywności naprężenia (WIN) jest miarą intensywności pola naprężenia wokół wierzchołka pęknięcia, znajdującego się w jednorodnym materiale, zachowującym się zgodnie z założeniami liniowo-sprężystej mechaniki pękania (LSMP). Jest on funkcją obciążenia zewnętrznego, długości pęknięcia, a także parametrów geometrycznych próbki. WIN jest miarą istotności wady (defektu), jakim jest pęknięcie i jego wyliczenie jest zwykle pierwszym krokiem w poszukiwaniu naprężeń dopuszczalnych bądź dopuszczalnej długości pęknięcia, które nie powoduje zniszczenia elementu. WIN może być użyteczny w trzech obszarach związanych z mechaniką pękania:

- określenie wytrzymałości statycznej układu z pęknięciami,
- określenie prędkości wzrostu pęknięcia w układach poddanych zmiennemu obciążeniu (wytrzymałość zmęczeniowa),
- określenie prędkości wzrostu pęknięcia dla układów pozostających w środowisku korozyjnym (pęknięcia powstałe na skutek korozji naprężeniowej).

Korzystając ze wzoru (2.13) można wyznaczyć krytyczny współczynnik intensywności naprężenia K_c . W momencie pojawienia się gwałtownego rozwoju pęknięcia obciążenie i/lub długość pęknięcia osiągną wartości krytyczne. Gdy współczynnik intensywności naprężenia K w otoczeniu pęknięcia osiągnie wartość krytyczną K_c to wówczas kryterium pęknięcia można zapisać jako:

$$K = K_c. \quad (2.13)$$

Parametr K_c można uznać za stałą materiałową tylko, gdy grubość elementu (próbki) jest na tyle duża, że uzasadnione jest założenie obowiązywania w nim płaskiego stanu odkształcenia [103]. Krytyczny współczynnik intensywności naprężenia jest zależny od grubości próbek, co można zaobserwować na podstawie rys. 2.5. Ponadto wykazano, że dla tego samego materiału wartość K_c może być nawet dwa razy większa w przypadku zmiany grubości próbki z 30 mm na 3 mm. W próbkach cienkich występuje płaski stan naprężenia a długość strefy plastycznej przy wierzchołku pęknięcia jest zbliżona do grubości próbki. Ze względu na to, że strefa plastyczna ogranicza możliwość wystąpienia kruchego pęknięcia, któremu towarzyszy gwałtowny wzrost pęknięcia prowadzący do zniszczenia próbki, to przyłożone obciążenie wywołujące wzrost pęknięcia może być większe w porównaniu z obciążeniem dla próbki grubej.



Rys. 2.5. Wpływ grubości próbki (g) na wartość krytyczną współczynnika intensywności naprężenia

Ekwiwalentny zakres współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{eq} jest to wielkość WIN w mieszanych sposobach pęknięcia i jest stosowany w granicach:

$$\Delta K_{th} < \Delta K_{eq} < K_c. \quad (2.14)$$

Kryteria naprężeniowe oparte mogą być na zakresie wartości progowej ΔK_{th} lub na wartości krytycznej K_c (umożliwiają opis całego przebiegu pęknięcia zmęczeniowego

badanego elementu). Należą one do najbardziej znanych i często stosowanych w praktyce ze względu na łatwy sposób ich weryfikacji za pomocą badań doświadczalnych [26, 44, 114, 117, 136, 141, 175].

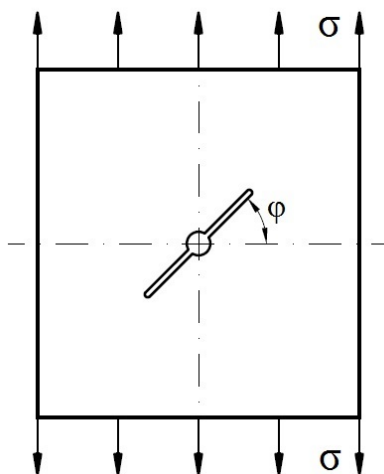
Erdogan i Sih [26] przedstawili kryterium do opisu ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia. Badania prowadzono dla szczelin wykonanych pod kątem φ do osi próbki otrzymując I+II sposób pęknięcia (rys. 2.6). W momencie, gdy maksymalne naprężenie styczne $\tau_{\varphi\max}$ przekracza graniczną wartość materiału $\tau_{\varphi c}$ (lub krytyczną wartość K_c) to wówczas rozwój pęknięcia staje się niestabilny i gwałtowny. Autorzy zaproponowali matematyczny warunek kierunku rozwoju pęknięcia wyrażony w postaci:

$$\frac{\partial \tau_{\varphi}}{\partial \varphi} = 0 \quad \text{i} \quad \frac{\partial^2 \tau_{\varphi}}{\partial \varphi^2} < 0 \quad (2.15)$$

oraz opis ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia, zgodnie z wyrażeniem:

$$K_{eq} = \cos \frac{\varphi}{2} \left[K_I \cos^2 \frac{\varphi}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin \varphi \right], \quad (2.16)$$

gdzie: $\varphi = -\arccos \left(\frac{3K_{II}^2 + K_I \sqrt{K_I^2 + 8K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2} \right)$.



Rys. 2.6. Próbkę do badań I+II sposobu pęknięcia

Pook [114] zaprezentował opis rozwoju pęknięć zmęczeniowych w zakresie progowych wartości współczynnika intensywności naprężenia. Badania doświadczalne wykonywano na próbkach trójpunktowo zginanych ze stali konstrukcyjnej. Płaszczyznę pęknięcia zainicjowano pod pewnym kątem do płaszczyzny zginania tak, aby uzyskać kombinację naprężeń normalnych i stycznych w wierzchołku pęknięcia. Do opisu ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia autor zaproponował kryterium w postaci:

$$K_{eq} = \frac{K_I(1+2\nu) + \sqrt{K_I^2(1-2\nu)^2 + 4K_{III}^2}}{2}. \quad (2.17)$$

Natomiast kąt pochylenia zainicjowanego pęknięcia wyznaczono z równania:

$$\operatorname{tg} 2\alpha_2 = \frac{2K_{III}}{K_I(1-2\nu)}, \quad (2.18)$$

gdzie: α_2 – wartość stosunku momentu skręcającego do zginającego, która zawiera się w zakresie od -45° do $+45^\circ$, ν – współczynnik Poissona.

Yates i Miller [175] również dokonali opisu rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych w zakresie progowym. Badania doświadczalne wykonywano na próbkach trójpunktowo zginanych, w których płaszczyznę pęknięcia zainicjowano pod kątem α_3 do płaszczyzny zginania. Dzięki temu uzyskano kombinację naprężeń normalnych i stycznych w wierzchołku pęknięcia. Autorzy zaproponowali kryterium do opisu rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych dla mieszanego I+III sposobu pęknięcia, które wyrażono w postaci:

$$\left(\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{Ith}}\right)^2 \sin^2 \alpha_3 + 2,6 \left(\frac{\Delta K_{III}}{\Delta K_{IIIth}}\right)^2 \cos^2 \alpha_3 = 1. \quad (2.19)$$

Schöllmann i współautorzy [141] przedstawili kryterium naprężeniowe do wyznaczania ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia dla I+II+III sposobu pęknięcia. Kryterium zostało oparte na założeniu, że rozwój pęknięcia będzie przebiegał

prostopadle do kierunku σ_1 , czyli maksymalnego naprężenia głównego. Kryterium można zapisać jako:

$$K_{eq} = \frac{1}{2} \cos\left(\frac{\varphi}{2}\right) \left\{ K_I \cos^2\left(\frac{\varphi}{2}\right) - \frac{3}{2} K_{II} \sin(\varphi) + \sqrt{\left[K_I \cos^2\left(\frac{\varphi}{2}\right) - \frac{3}{2} K_{II} \sin(\varphi) \right]^2 + 4K_{III}^2} \right\} \quad (2.20)$$

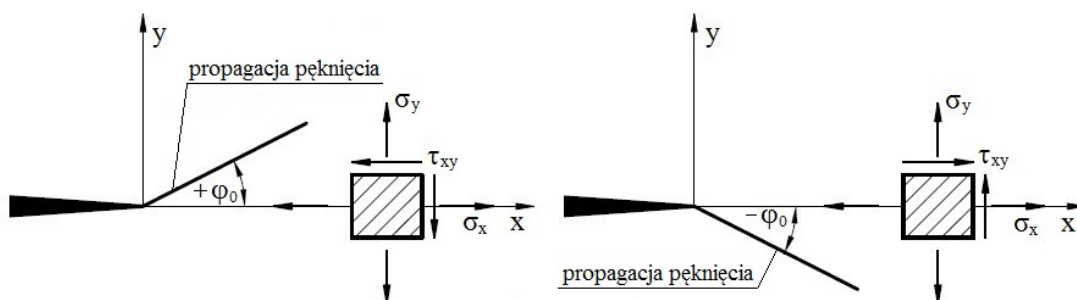
Richard [117] zaprezentował zaś, uogólnione kryterium naprężeniowe do wyznaczenia ekwiwalentnego WIN. Badania doświadczalne według I+II+III sposobu pęknięcia wykonał na przyrządzie skonstruowanym wspólnie z współpracownikami. Kryterium wyrażono zgodnie z równaniem:

$$K_{eq} = \frac{K_I}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{K_I^2 + 4(\alpha_4 K_{II})^2 + 4(\alpha_5 K_{III})^2}, \quad (2.21)$$

gdzie: α_4 i α_5 – współczynniki, które wynoszą odpowiednio: $\alpha_4 = K_{Ic}/K_{IIc} = 1,115$ oraz $\alpha_5 = K_{Ic}/K_{IIIc} = 1,0$.

W celu określenia kąta pochylenia pęknięcia φ_0 (rys. 2.7) zaproponowano związek, który został potwierdzony badaniami doświadczalnymi i przyjmuje postać:

$$\varphi_0 = \pm \left[155,5^\circ \frac{|K_{II}|}{|K_I| + |K_{II}| + |K_{III}|} \right] - 83,4^\circ \left[\frac{|K_{II}|}{|K_I| + |K_{II}| + |K_{III}|} \right]^2. \quad (2.22)$$



Rys. 2.7. Współrzędne biegunowe do obliczenia współczynnika intensywności naprężenia podczas propagacji pęknięć pod kątem φ_0

Rozumek i współautorzy [136] przedstawili kryterium naprężeniowe do wyznaczenia ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia dla I i III sposobu pęknięcia, które wyrażono w postaci:

$$\Delta K_{eq} = \frac{\Delta K_I}{\sqrt{2}} \sqrt{1 + \frac{3}{4} \left(\frac{2\Delta K_{III}}{\Delta K_I} \right)^2} + \sqrt{1 + \frac{3}{2} \left(\frac{2\Delta K_{III}}{\Delta K_I} \right)^2 \cos 2\phi + \frac{9}{16} \left(\frac{2\Delta K_{III}}{\Delta K_I} \right)^4}, \quad (2.23)$$

gdzie ϕ – kąt przesunięcia fazy pomiędzy zginaniem a skręcaniem od 0° do 90° , dla proporcjonalnego zginania ze skręcaniem $\phi = 0$.

Powyższe kryterium otrzymano na bazie równania Hubera-Misesa i umożliwia ono wyznaczenia ekwiwalentnego zakresu WIN dla obciążeń proporcjonalnych jak również nieproporcjonalnych. Rozumek i inni [135, 136] wykazali, że wyniki uzyskane z badań doświadczalnych dla stopu aluminium PA6 i obliczeń za pomocą równania (2.23) dają dobrą korelację.

2.2.2. Kryterium przemieszczeniowe

Kryteria przemieszczeniowe bazujące na parametrze rozwarcia wierzchołka pęknięcia δ (CTOD) stosuje się w materiałach kruchych i sprężysto-plastycznych do granicy plastyczności. W mechanice pęknięcia stosuje się parametr δ (CTOD) lub jego zakres, który mierzony jest pomiędzy wierzchołkiem długości pęknięcia „a”, a początkiem strefy odkształcenia plastycznego r_p . Osiągnięcie przez rozwarcie wierzchołka pęknięcia δ wartości krytycznej wskazuje na rozwój pęknięcia materiału i można zapisać jako:

$$\delta = \delta_c. \quad (2.24)$$

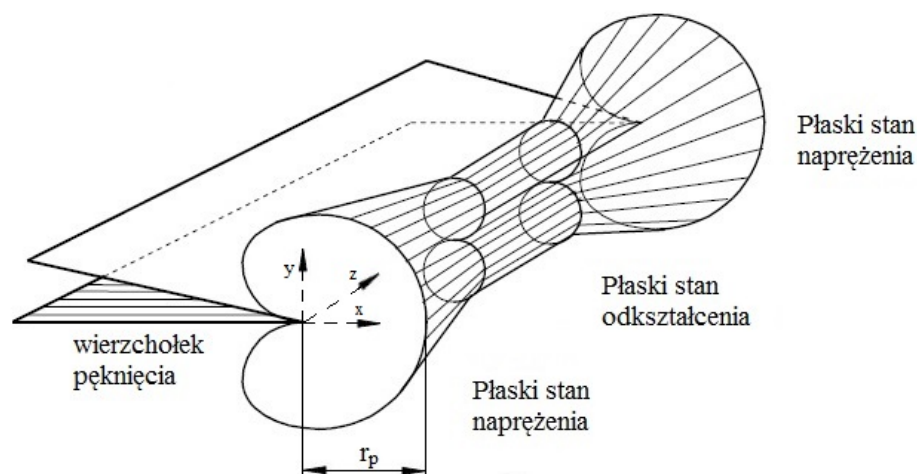
Wielkość δ stała się przemieszczeniowym kryterium pęknięcia gdyż przyjęto, że rozwój pęknięcia rozpoczyna się, gdy rozwarcie wierzchołka pęknięcia osiągnie pewną wartość krytyczną δ_c odpowiadającą formie zniszczenia. W związku z powyższym, aby stosować to kryterium należy najpierw określić przemieszczenia w wierzchołku pęknięcia. Na rys. 2.8 przedstawiono zmianę kształtu strefy odkształcenia plastycznego wraz z grubością materiału. Wielkość tej strefy dla płaskiego stanu naprężenia (PSN)

i płaskiego stanu odkształcenia (PSO) określił Irwin [62]. Autor do opisu wielkości strefy odkształcenia plastycznego r_p przed wierzchołkiem pęknięcia, dla I sposobu pęknięcia i płaskiego stanu naprężenia, posłużył się następującym wyrażeniem:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2. \quad (2.25)$$

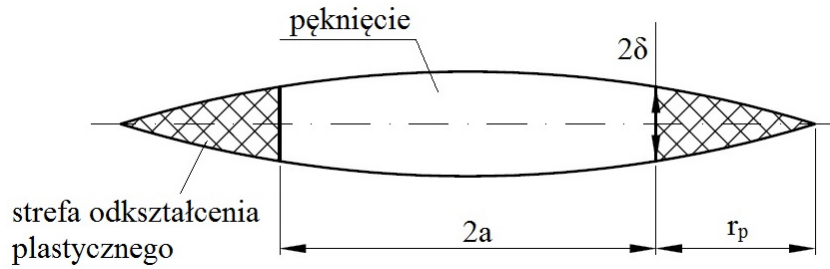
Natomiast dla płaskiego stanu odkształcenia wyrażeniem:

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2. \quad (2.26)$$



Rys. 2.8. Kształt strefy odkształcenia plastycznego w wierzchołku pęknięcia wraz z grubością elementu

Obserwując zmiany odkształcenia plastycznego w wierzchołku pęknięcia w grubych elementach (próbkiach) zwrócono uwagę na istotne różnice w wielkości tych stref na powierzchni próbki PSN i w jej środku PSO. Dugdale w pracy [22] wprowadził korektę polegającą na powiązaniu promienia strefy odkształcenia plastycznego r_p z długością pęknięcia „a” (rys. 2.9).



Rys. 2.9. Strefa odkształcenia plastycznego według modelu Dugdale'a

Dugdale [22] zaproponował równanie do wyznaczenia rozwarcia wierzchołka pęknięcia δ . Po uproszczeniach, rozwinięciu w szereg potęgowy i przy założeniu, że $\sigma_n \leq 0,4 R_e$ otrzymano równanie w postaci:

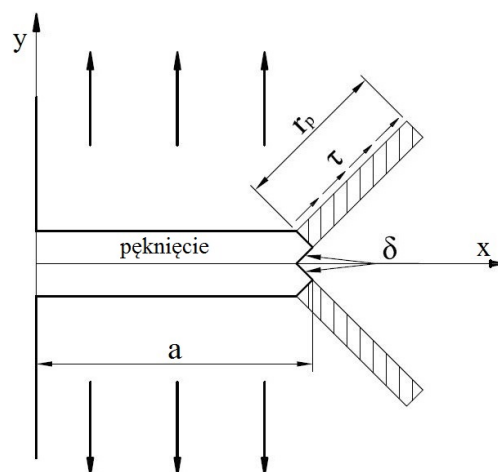
$$\delta = \frac{8R_e a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma_n}{2R_e} \right)^2 \right] = \frac{\pi \sigma_n^2 a}{ER_e} = \frac{K^2}{ER_e}. \quad (2.27)$$

Powyższe równanie obowiązuje dla PSN, natomiast dla PSO rozwarcie wierzchołka pęknięcia jest około dwukrotnie mniejsze.

Tomkins [157] zaproponował równanie (2.28) do wyznaczenia parametru rozwarcia wierzchołka pęknięcia δ (CTOD) przy wahadłowym rozciąganiu-ściskaniu dla małej liczby cykli. Parametr ten opisano za pomocą zakresu odkształcenia plastycznego $\Delta \epsilon_p$ i wielkości strefy odkształcenia plastycznego r_p zgodnie z poniższym równaniem:

$$\delta = \Delta \epsilon_p \cdot r_p = \frac{\pi^2}{8} - \left(\frac{k}{2R_e} \right)^2 \left[1 + \frac{\pi}{8} \left(\frac{k}{2R_e} \right) \Delta \epsilon_p^2 \right] \epsilon_p^{(2\beta+1)} a. \quad (2.28)$$

Wielkość dekohezji (zniszczenia), w części sprężystej między plastycznymi „zawiasami” (rys. 2.10) jest jednocześnie przyrostem pęknięcia na cykl $\delta = da/dN$. Zakładając, że w strefach odkształceń plastycznych r_p (pola zakreskowane na rys. 2.10) pojawi się mikropęknięcie.



Rys. 2.10. Strefa odkształceń plastycznych, w której pojawiają się mikropęknięcia

Tschegg [159] przeprowadził badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy cyklicznym rozciąganiu i skręcaniu. Do badań użyto próbek o przekroju poprzecznym okrągłym wykonanych ze stali AISI 4340. Badania realizowano dla próbek o różnych średnicach przekroju poprzecznego, przy współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$ i częstotliwości obciążenia 1 Hz. Wyniki badań opisano za pomocą zakresu parametru ΔCTOD_I dla rozciągania i ΔCTOD_{III} dla skręcania, w postaci równań:

$$\Delta\text{CTOD}_I = \frac{2\pi \cdot R_e}{E} \cdot r_{pl}, \quad (2.29)$$

$$\Delta\text{CTOD}_{III} = \frac{4 \cdot R_s}{G} \cdot r_{pIII}, \quad (2.30)$$

gdzie: R_e – granica plastyczności przy rozciąganiu, R_s – granica plastyczności przy skręcaniu, E – moduł Younga, G – moduł Kirchhoffa, r_{pl} – promień strefy odkształcenia plastycznego wierzchołka pęknięcia przy rozciąganiu, r_{pIII} – promień strefy odkształcenia plastycznego wierzchołka pęknięcia przy skręcaniu. Wielkość strefy odkształcenia plastycznego r_{pl} i r_{pIII} wyznaczono zgodnie z poniższymi wyrażeniami:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_I}{2 \cdot R_e} \right)^2, \quad (2.31)$$

$$r_{pIII} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{III}}{2 \cdot R_s} \right)^2. \quad (2.32)$$

Panaszyuk w swojej pracy [97] przedstawił przemieszczeniowe kryterium pęknięcia dla obciążeń wieloosiowych. Do tego celu wykorzystał przemieszczenia w wierzchołku pęknięcia oraz krytyczne wartości rozwarcia pęknięcia dla trzech sposobów pęknięcia. Kryterium zapisano w postaci:

$$\left(\frac{\delta_I}{\delta_{Ic}} \right)^{n_1} + \left(\frac{\delta_{II}}{\delta_{IIc}} \right)^{n_2} + \left(\frac{\delta_{III}}{\delta_{IIIc}} \right)^{n_3} = 1, \quad (2.33)$$

gdzie: n_1, n_2, n_3 – stałe materiałowe wyznaczone doświadczalnie, $\delta_I, \delta_{II}, \delta_{III}$ – rozwarcie wierzchołka pęknięcia dla trzech sposobów pęknięcia.

Sutton i inni [146] przedstawili sposób wyznaczenia rozwarcia wierzchołka pęknięcia dla I+II sposobu pęknięcia. Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach wykonanych ze stali konstrukcyjnej i stopu aluminium. Zgodnie z wynikami badań doświadczalnych zaproponowano wyrażenie do wyznaczenia ekwiwalentnego rozwarcia wierzchołka pęknięcia dla mieszanego sposobu pęknięcia w postaci:

$$\delta_{eq} = \sqrt{\delta_I^2 + \delta_{II}^2} = \sqrt{\frac{r_p}{2\pi} \frac{1+\chi}{\mu} \sqrt{k_1^2 + k_2^2}}, \quad (2.34)$$

gdzie: $\delta_I = \sqrt{\frac{r_p}{2\pi} \frac{1+\chi}{\mu}} k_1$, $\delta_{II} = \sqrt{\frac{r_p}{2\pi} \frac{1+\chi}{\mu}} k_2$, $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ – moduł ścinania,

$\chi = \frac{(3-\nu)}{(1+\nu)}$ dla płaskiego stanu naprężenia, $\chi = 3-4\nu$ dla płaskiego stanu odkształcenia.

Współczynniki k_1 i k_2 ze wzoru (2.34) można wyznaczyć zgodnie z propozycją Nuismera [92], Cotterella i Rice'a [16] w postaci:

$$k_1 = \frac{1}{2} \cos \frac{\varphi_1}{2} [K_I (1 + \cos \varphi_1) - 3K_{II} \sin \varphi_1], \quad (2.35)$$

$$k_2 = \frac{1}{2} \cos \frac{\varphi_1}{2} [K_I \sin \varphi_1 + K_{II} (3 \cos \varphi_1 - 1)], \quad (2.36)$$

gdzie φ_1 – wartość kąta dla skręconego wierzchołka pęknięcia.

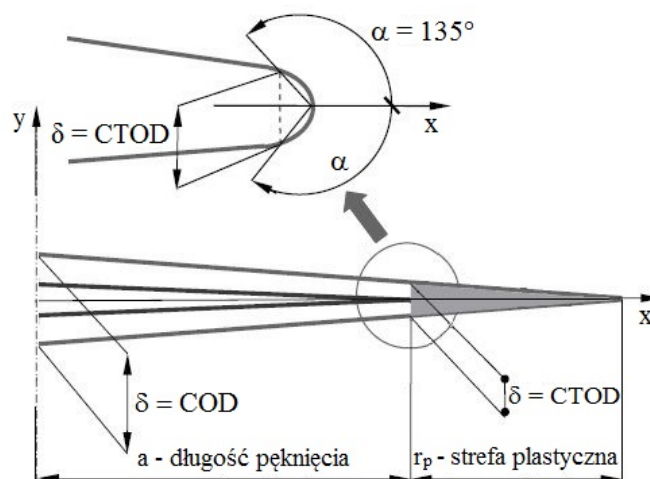
Werner [169] zaś, przedstawił różnicę (rys. 2.11) pomiędzy parametrem CTOD a COD (rozwarcie pęknięcia). Badania przeprowadzono na próbkach płaskich z wewnętrznym otworem i dwoma nacięciami bocznymi. Próbki wykonano ze stali konstrukcyjnej 18G2A o podwyższonej wytrzymałości. Materiał ten posiada strukturę ferrytyczno-perlityczną. Poddano je również jednoosiowemu rozciąganiu przy współczynniku asymetrii cyklu $R = 0,2$ i częstotliwości obciążenia 5 Hz. Parametr δ (CTOD) dla I sposobu pęknięcia wyrażono jako:

$$\delta_1 = \text{CTOD}_1 = 2 \cdot \frac{2}{E} K_{I1} \cdot \sqrt{\frac{r_{pl}}{2\pi}} \cdot 2, \quad (2.37)$$

gdzie: K_{I1} – WIN dla I sposobu pęknięcia, E – moduł Younga, r_{pl} – promień strefy odkształcenia plastycznego w wierzchołku pęknięcia dla I sposobu pęknięcia. Wielkość strefy odkształcenia plastycznego r_{pl} określono jako:

$$r_{pl} = \frac{1}{2 \cdot \pi} (1 - 2\nu)^2 \cdot \left(\frac{K_{\max}}{R_e} \right)^2. \quad (2.38)$$

Sposób i miejsce pomiaru parametru CTOD i COD przedstawiono na rys. 2.11.



Rys. 2.11. Schemat pomiaru parametru CTOD i COD [169]

2.2.3. Kryterium energetyczne

Kryterium naprężeniowe i przemieszczeniowe traci swą ważność dla naprężeń nominalnych σ_n większych od granicy plastyczności R_e . W takim przypadku uniwersalną wielkością do opisu pól naprężeń i odkształceń, a dokładniej stanu energetycznego w strefie wierzchołka pęknięcia okazała się całka J sformułowana przez Rice'a [116] i gęstość energii odkształcenia [143]. Kryteria energetyczne oparte na całce J mogą być zastosowane zarówno do materiałów w zakresie liniowo-sprężystym jak również w zakresie sprężysto-plastycznym. Parametr J może być stosowany nawet w przypadku dużych odkształceń plastycznych, gdy pola naprężeń i odkształceń są analizowane metodami teorii plastyczności w nieliniowej mechanice pęknięcia. Pomiar odkształceń plastycznych stanowi problem w zastosowaniu tego kryterium, dlatego autorzy wielu prac wspomagają się metodami numerycznymi, za pomocą których można wyznaczyć stan naprężenia i odkształcenia w strefie okolicy wierzchołka pęknięcia. Kryterium energetyczne można zapisać jako:

$$\Delta J_{eq} \leq J_c, \quad (2.39)$$

gdzie J_c jest krytyczną wartością parametru J [3, 111].

Sih w pracy [143] przedstawił kryterium oparte na gęstości energii odkształcenia dla I+II sposobu pęknięcia. Badania doświadczalne przeprowadzono dla stopu aluminium i pleksiglasu. Sih zaproponował kryterium do opisu I+II sposobu pęknięcia, ale dokonując niewielkiej modyfikacji kryterium to, można zastosować do opisu mieszanych trzech sposobów pęknięcia w postaci równania:

$$S = a_{11}K_I^2 + 2a_{12}K_I K_{II} + a_{22}K_{II}^2 + a_{33}K_{III}^2. \quad (2.40)$$

W powyższym równaniu współczynniki a_{11} , a_{12} , a_{22} i a_{33} wynoszą odpowiednio:

$$a_{11} = \frac{1}{16\pi E \cos \alpha} [(3 - 4\nu - \cos \varphi)(1 + \cos \varphi)], \quad (2.41)$$

$$a_{12} = \frac{1}{8\pi E \cos \alpha} [\sin \varphi (\cos \varphi - 1 + 2\nu)], \quad (2.42)$$

$$a_{22} = \frac{1}{16\pi E \cos \alpha} [4(1 - \nu)(1 - \cos \varphi) + (3 \cos \varphi - 1)(1 + \cos \varphi)], \quad (2.43)$$

$$a_{33} = \frac{1}{4\pi E \cos \alpha}. \quad (2.44)$$

Nuismer [92] zaproponował kryterium uwalniania energii dla I+II sposobu pęknięcia, które zostało oparte na założeniu odchylenia pęknięcia o pewien kąt od osi. Za pomocą współczynników intensywności naprężenia opisano prędkość uwalniania się energii w wierzchołku skręcającego pęknięcia w postaci:

$$G = \frac{1 - \nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2). \quad (2.45)$$

Zgodnie z powyższym kryterium pęknięcie rozwija się w kierunku maksymalnych prędkości uwalniania energii. W momencie, gdy $G_{\max} = G_{Ic}$ to rozwój pęknięcia staje się niestabilny i gwałtowny. Związki opisujące kąty odchylenia się pęknięcia i granicznej krzywej pęknięcia są takie same jak w kryterium naprężeniowym Erdogana i Siha [26].

Kolejne kryterium przedstawił Szata [150] wprowadzając nowy parametr energetyczny ΔH . Podstawą proponowanej metody tworzenia wykresów prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych stanowi pomiar wielkości pętli histerezy energii odkształcenia próbki ze szczeliną w procesie cyklicznego obciążenia. Parametr ΔH przyjmuje postać:

$$\Delta H = \frac{W_c^{(1)}}{B(1 - K_{I\max}^2 / K_{Ic}^2)}, \quad (2.46)$$

gdzie: $W_c^{(1)}$ – skumulowana energia przypadająca na jeden cykl obciążenia, B – szerokość próbki, K_{Ic} – cykliczny krytyczny WIN.

Wprowadzony przez autora parametr ΔH umożliwia uzyskanie niezmienniczości prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych od współczynnika asymetrii cyklu R .

Rozumek i Macha [132] przedstawili energetyczne kryterium pęknięcia dla I, II i III sposobu pęknięcia za pomocą zakresu parametru ΔJ w postaci równania:

$$\left(\frac{\Delta J_I}{J_{Ic}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta J_{II}}{J_{IIc}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta J_{III}}{J_{IIIc}} \right)^2 = 1, \quad (2.47)$$

gdzie: J_{Ic} , J_{IIc} , J_{IIIc} – krytyczne wartości całki J odpowiednio dla I, II i III sposobu pęknięcia.

Ma ono zastosowanie dla materiałów sprężysto-plastycznych, a wyniki zostały pomyślnie zweryfikowane z wynikami badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla stopu aluminium PA6 i stali konstrukcyjnej 18G2A oraz FeP04.

Metodę do obliczenia ekwiwalentnej całki J_{eq} dla I+III sposobu pęknięcia zaproponował Kimachi i współautorzy [66]. Badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych przeprowadzono przy rozciąganiu ze skręcaniem w materiale sprężysto-plastycznym. Wyniki badań opisano z wykorzystaniem metody elementów skończonych polegającej na zmianie energii odkształcenia przy stałym przemieszczeniu u (rozciąganie) i stałym kącie skręcenia α (skręcanie). Metodę do wyznaczenia całki J dla I i III sposobu pęknięcia przedstawiono w postaci:

$$J_I = -\frac{1}{2\pi w} \int_0^u \left(\frac{\partial F}{\partial a} \right)_u du = -\frac{1}{2\pi w} \left(\frac{\partial U_I}{\partial a} \right)_u, \quad (2.48)$$

$$J_{III} = -\frac{1}{2\pi w} \int_0^\alpha \left(\frac{\partial M_s}{\partial a} \right)_\alpha d\alpha = -\frac{1}{2\pi w} \left(\frac{\partial U_{III}}{\partial a} \right)_\alpha, \quad (2.49)$$

gdzie: U_I i U_{III} – energia odpowiednio dla I i III sposobu pęknięcia, w – wysokość próbki przed pęknięciem.

Ekwiwalentna wartość całki J_{eq} to suma całek dla I i III sposobu pęknięcia, którą można wyznaczyć z zależności:

$$J_{eq} = -\frac{1}{2\pi d} \left(\frac{\partial U_{I+III}}{\partial a} \right)_{u,\alpha}. \quad (2.50)$$

Autorzy stwierdzili, że całka J jest odpowiednim parametrem do opisu pęknięć dla mieszanych sposobów pęknięcia w materiałach sprężysto-plastycznych.

Hertel i inni [59] dokonali obliczeń zakresu całki ΔJ dla obciążeń proporcjonalnych i nieproporcjonalnych z wykorzystaniem metody elementów skończonych. Zakres całki dla I i II sposobu pęknięcia wyznaczono za pomocą równania:

$$\Delta J_{I,II} = \int_{\Gamma} \int_0^{\Delta \varepsilon_{i,j}^{I,II}} \Delta \sigma_{i,j}^{I,II} d\Delta \varepsilon_{i,j}^{I,II} dy - \oint_{\Gamma} \mathbf{f}_{ij}^{I,II} \mathbf{n}_j \frac{d(\Delta u_i^{I,II})}{d\mathbf{x}} ds, \quad (2.51)$$

gdzie: $\Delta \sigma_{ij}^{I,II} = \sigma_{ij}^{I,II} - \sigma_{ij}^{0,I,II}$, $\Delta \varepsilon_{ij}^{I,II} = \varepsilon_{ij}^{I,II} - \varepsilon_{ij}^{0,I,II}$, $\Delta u_i^{I,II} = u_i^{I,II} - u_i^{0,I,II}$.

Po wprowadzeniu powyższych równań do programu z użyciem metody elementów skończonych (MES) otrzymano wyniki, które były zgodne z wynikami obliczeń analitycznych. Wartości obliczone dla poszczególnych ΔJ_I i ΔJ_{II} , ze względu na występującą strefę odkształcenia plastycznego, były wyższe niż dla mieszanego sposobu ΔJ_{I+II} .

Rozumek w pracach [119, 121, 122] przedstawił i zweryfikował kryterium energetyczne do wyznaczenia zakresu ekwiwalentnego parametru ΔJ_{eq} dla I+II+III sposobu pęknięcia. Zakres ten jest równy sumie parametrów z poszczególnych sposobów pęknięcia:

$$\Delta J_{eq} = \Delta J_I + \Delta J_{II} + \Delta J_{III}, \quad (2.52)$$

przy czym zakresy parametru J_I , J_{II} , J_{III} dla materiałów sprężysto-plastycznych obliczono za pomocą równań:

$$\Delta J_I = (1 - \nu^2) \frac{\Delta K_I^2}{E} + \pi Y_I^2 \left(\frac{\Delta \sigma \Delta \varepsilon_p}{\sqrt{n'}} \right) a, \quad (2.53)$$

$$\Delta J_{II} = (1 - \nu^2) \frac{\Delta K_{II}^2}{E} + \pi Y_{II}^2 \left(\frac{\Delta \tau \Delta \gamma_p}{\sqrt{n'}} \right) a, \quad (2.54)$$

$$\Delta J_{III} = (1 + \nu) \frac{\Delta K_{III}^2}{E} + \pi Y_{III}^2 \left(\frac{\Delta \tau \Delta \gamma_p}{\sqrt{n'}} \right) a, \quad (2.55)$$

gdzie: ν – współczynnik Poissona, ΔK_I , ΔK_{II} , ΔK_{III} – zakres współczynnika intensywności naprężenia odpowiednio dla I, II i III sposobu pęknięcia, E – moduł Younga, Y_I , Y_{II} , Y_{III} – współczynniki korekcyjne uwzględniające skończoność wymiarów elementu odpowiednio dla I, II i III sposobu pęknięcia, $\Delta \sigma$, $\Delta \tau$ – zakres naprężeń dla I, II i III sposobu pęknięcia w dnie karbu (pęknięcia), $\Delta \varepsilon_p$, $\Delta \gamma_p$ – zakres

odkształceń plastycznych dla I, II i III sposobu pęknięcia w dnie karbu (pęknięcia),
 a – długość pęknięcia.

Wyniki obliczeń otrzymane z równań (2.53) ÷ (2.55) dają dobrą korelację z wynikami otrzymanymi z obliczeń numerycznych. Badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych przeprowadzono przy proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem i rozciąganiu ze ściskaniem w materiałach takich jak: stal 10HNAP, 18G2A, FeP04, stop aluminium PA6 i stop tytanu Ti-6Al-4V.

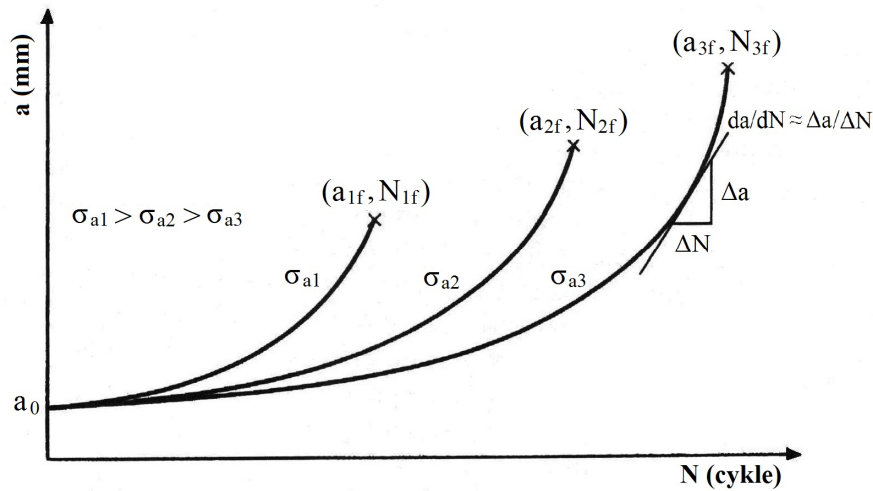
2.3. Opis prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych

Niezwykle ważnym zagadnieniem przy projektowaniu wszelkiego typu elementów maszyn czy konstrukcji pracujących pod wpływem obciążeń zmiennych jest określenie prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Prędkość pęknięcia da/dN wyrażana jest w jako przyrost długości pęknięcia da w ciągu przyrostu jednego cyklu dN , w związku z tym prędkość pęknięcia wyrażamy w jednostce mm/cykl lub m/cykl. W sposób bardzo ogólny prędkość można zapisać za pomocą równania [70]:

$$\frac{da}{dN} = f(\sigma, a, C, R), \quad (2.56)$$

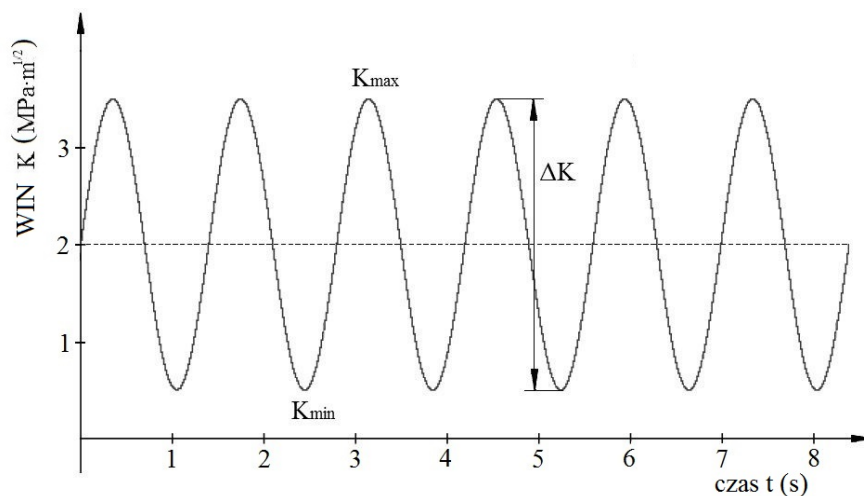
gdzie: σ – naprężenie, a – długość pęknięcia, C – stała materiałowa, R – współczynnik asymetrii cyklu.

Na rys. 2.12 pokazano trzy różne długości pęknięć dla trzech różnych wartości amplitud naprężeń $\sigma_{a1} > \sigma_{a2} > \sigma_{a3}$. Wzrost długości pęknięcia w zakresie liniowo-sprężystym czy też sprężysto-plastycznym zależy od materiału jak również od zakresu zmian naprężenia $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ oddziałujących na badany element.



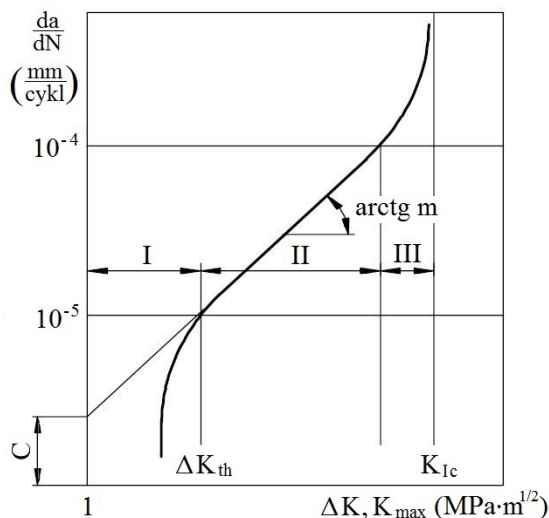
Rys. 2.12. Wykres długości pęknięć w funkcji liczby cykli N dla różnych poziomów amplitud naprężeń σ_a

Do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych stosowano i stosuje się najczęściej kryteria naprężeniowe. Wielu badaczy opracowywało, analizowało i modyfikowało je po to, aby najdokładniej opisać prędkość wzrostu pęknięć dla różnych materiałów i zastosowanych obciążeń. W kryteriach naprężeniowych opis prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych jest z reguły wyznaczany w funkcji współczynnika intensywności naprężenia K lub jego zakresu ΔK . W ciągu ostatnich lat pojawiło się wiele zależności, opisujących jak w najlepszy sposób przewidzieć prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy użyciu wielkości zdefiniowanych przez mechanikę pęknięcia. Zakres współczynnika intensywności naprężenia $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ pokazano na rys. 2.13.



Rys. 2.13. Obciążenia cyklicznie zmienną sinusoidalną

Na rys. 2.14 przedstawiono wykres prędkości wzrostu pęknięcia da/dN w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK . Wykres ten posiada charakterystyczny kształt krzywej, która wyróżnia się trzema okresami.



Rys. 2.14. Wykres prędkości pęknięcia da/dN w zależności od zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK w układzie logarytmicznym

I okres jest związany z uzyskaniem wartości progowej pęknięcia K_{th} (jest to wartość, poniżej której pęknięcie nie rozwija się). Okres ten jest szczególnie ważny przy projektowaniu i konstruowaniu np. samolotów czy statków, ponieważ dotyczy nukleacji (zarodkowania) i łączenia pustek. Są to pęknięcia o bardzo niewielkich długościach rzędu wielkości ziarna, określane jako mikrostrukturalne. Dalszy etap rozwoju pęknięć zmęczeniowych jest określany jako przedział rozwoju krótkich pęknięć, które mogą osiągać długość do około kilkuset mikrometrów (do 0,5-0,7 mm). Przedział ten obejmuje przejście z I do II okresu pęknięcia. II okres na wykresie prędkości pęknięcia w funkcji zakresu WIN jest liniowy. Do obliczeń używane są zasady liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia i najczęściej pęknięcie opisuje się równaniem Parisa [99], które przedstawione zostanie w dalszej części pracy. Przejście z II do III okresu pęknięcia następuje wraz ze wzrostem wielkości strefy odkształcenia plastycznego w wierzchołku rozwijającego się pęknięcia. W III okresie zasady liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia nie mają zastosowania, ponieważ wielkość strefy odkształcenia plastycznego w wierzchołku pęknięcia ciągle wzrasta [170]. Ogranicza go krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężenia K_{Ic} . Suma wszystkich okresów daje trwałość elementu w zakresie propagacji pęknięcia [65, 132, 149].

Jednym z pierwszych autorów, próbujących opisać prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych był w 1952 roku Stanley. Opisał on prędkość wzrostu pęknięć za pomocą amplitudy naprężenia w postaci równania:

$$\frac{da}{dN} = C\sigma_a^m a, \quad (2.57)$$

gdzie: a – długość pęknięcia, C i m – współczynniki wyznaczone doświadczalnie, σ_a – amplituda naprężenia.

Po nim jeszcze wielu autorów podejmowało próby opisanie tego zjawiska, ale przełomu w tej dziedzinie dokonał Paris [99]. Uzależnił on prędkość wzrostu pęknięć od współczynnika intensywności naprężenia K . Według jego koncepcji, o rozwoju pęknięcia zmęczeniowego decyduje zmiana naprężeń lokalnych w wierzchołku pęknięcia. Sam parametr K opisuje efekt działania obciążenia i pól naprężeń w obszarze tego pęknięcia. W wyniku czego, przyrost pęknięcia zmęczeniowego jest funkcją zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK [99]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m, \quad (2.58)$$

gdzie C i m – współczynniki wyznaczone doświadczalnie.

Sushant i współautorzy w pracy [147] wykazali, że dla różnych wartości współczynników asymetrii cyklu wyniki uzyskane z badań doświadczalnych dają dobrą korelację z wynikami obliczeń otrzymanymi za pomocą równania Parisa.

Bardzo często stosowaną formułą do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych jest równanie Formana. Równanie to opisuje II i III okres krzywej kinetyki pęknięcia. Uwzględnia ono dodatkowo współczynnik asymetrii cyklu R oraz krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężenia K_c . Forman [48] przedstawił równanie w następującej postaci:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K}. \quad (2.59)$$

Następną znaczącą modyfikację wzoru (2.58) zaproponował Elber w pracy [24] wprowadzając efektywny współczynnik intensywności naprężenia uwzględniający otwieranie i zamykanie się pęknięcia. Współczynnik ten wyraża się wzorem:

$$\Delta K_{\text{eff}} = U_{\text{cl}}(\Delta K), \quad (2.60)$$

gdzie:

$$U_{\text{cl}} = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{op}}}{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}}, \quad (2.61)$$

gdzie: σ_{max} – maksymalne naprężenie, σ_{min} – minimalne naprężenie, σ_{op} – naprężenie otwarcia wierzchołka pęknięcia.

Wyrażenie opisujące prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przyjmuje następującą postać:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^m \quad \text{lub} \quad \frac{da}{dN} = C(U_{\text{cl}}\Delta K)^m, \quad (2.62)$$

gdzie: ΔK_{eff} – zakres efektywnego współczynnika intensywności naprężenia, C i m – współczynniki wyznaczone doświadczalnie.

Elber w swoich pracach wiele miejsca poświęcił na pomiar w sposób ciągły, wielkości otwierania i zamykania się pęknięcia w próbkach wykonanych z różnego rodzaju materiałów (np. stal, stop aluminium). W badaniach doświadczalnych stosował obciążenie odzewowo-tętniące przy rozciąganiu i pojedynczych cyklach przeciążeniowych o dwukrotnie większej wartości naprężenia w porównaniu z cyklem podstawowym. Zauważono wtedy pojawienie się wtórnej strefy odkształcenia plastycznego i zatrzymanie się pęknięcia w tej strefie. Parametr K_{eff} jest zależny od wielu czynników, np.: rodzaju materiału, współczynnika asymetrii cyklu, naprężenia średniego czy też warunków obciążenia. Elber [24] powiązał zjawisko wpływu współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych z efektem zamykania się pęknięcia przy obciążeniu cyklicznym rozciągającym. Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach wykonanych ze stali i stopu aluminium. Stwierdzono, że do zamknięcia się pęknięcia nie jest konieczne zerowanie się obciążenia lub obciążenie ściskające. Zaobserwowano, że dla stopu aluminium zamykanie się pęknięcia zachodzi przy naprężeniu $0,5 \sigma_{\text{max}}$, natomiast dla stali zachodzi

przy naprężeniu $0,15 \div 0,3 \sigma_{\max}$. Wzór (2.60) jest szeroko stosowany przez wielu autorów do opisu zjawiska zamykania się pęknięcia [82, 118, 140].

Weertman [167] i Lardner [74] w pracach posłużyli się następującą formułą do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych:

$$\frac{da}{dN} = A \frac{K^4}{G\gamma\sigma_0^2}, \quad (2.63)$$

gdzie: γ – energia powierzchniowa odpowiadająca krytycznemu otwarciu pęknięcia, σ_0 – naprężenie odpowiadające granicy plastyczności, które w miarę wzrostu umocnienia się okolicy wierzchołka pęknięcia przyjmuje wartości zbliżone do wytrzymałości na rozciąganie, A – stała określona dla czystego aluminium (stosowana była dla odzewowo-tętniącego rozciągania), G – moduł sprężystości poprzecznej.

Równanie Parisa (2.58) traci swą ważność w I okresie, kiedy zbliża się do wartości progowej K_{th} oraz w III okresie, kiedy zbliża się do krytycznej wartości K_c , ponieważ występują duże rozbieżności z wynikami badań doświadczalnych. Klesnil i Lukas w pracy [67] przedstawili modyfikację równania Parisa (2.58) polegającą na rozszerzeniu o wartość zakresu progowego współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{th} :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m). \quad (2.64)$$

Najsilniejszy wpływ na wartość ΔK_{th} ma współczynnik asymetrii cyklu [68]. Bardzo istotną sprawą dla poprawnego wykorzystania powyższego wzoru jest znajomość wartości zakresu progowego ΔK_{th} , którą dość dobrze potwierdza zależność doświadczalna Klesnilla i Lukasa wyrażona w postaci:

$$\Delta K_{th} = (1 - R)^{\gamma_1} \Delta K_{th0}, \quad (2.65)$$

gdzie: ΔK_{th0} – wartość progowa dla współczynnika $R = 0$, γ_1 – parametr materiałowy zawierający się w zakresie od 0,5 do 1,0.

Priddle [115] zaproponował równanie do opisu całego zakresu krzywej kinetyki pęknięcia, uwzględniając w nim takie parametry jak: ΔK , ΔK_{th} , K_c , oraz K_{max} . Równanie to przyjmuje następującą postać:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_c - K_{max}} \right)^m, \quad (2.66)$$

gdzie: K_{th} – wartość progowa WIN, K_c – wartość krytyczna WIN, K_{max} – wartość maksymalna WIN.

Pearson [100] również przedstawił zależność służącą do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w całym jej zakresie w postaci:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(1-\beta)^\alpha (\Delta K - \Delta K_{th})^m}{K_c - (1-\beta)\Delta K}, \quad (2.67)$$

gdzie: $\beta = \frac{1+R}{1-R}$.

Innym przykładem jest zaproponowany przez Yarema [174] wzór do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w jednostkach bezwymiarowych. Autor zaproponował zależność, która przyjmuje postać:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{K_{max} - K_{th}}{K_c - K_{max}} \right)^m. \quad (2.68)$$

Miller [87] zaś zaproponował następującą zależność:

$$\frac{da}{dN} = C \left[(\Delta \gamma_2 \sqrt{\pi a}) - \Delta K_{th} \right]^m, \quad (2.69)$$

gdzie: $\Delta \gamma_2$ – zakres odkształceń postaciowych, a – długość pęknięcia, ΔK_{th} – zakres wartości progowej WIN.

Istnieje jeszcze wiele innych związków służących do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych niewymienionych w tej pracy. Niektóre z nich można znaleźć w pracach Gasiaka i współautorów, Kocańdy oraz Rozumka i Machy [52, 68, 132].

Związki do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w ujęciu naprężeniowym należą do największej grupy, ze względu na łatwy sposób ich weryfikacji za pomocą badań doświadczalnych. Znajomość stanu naprężenia w okolicy wierzchołka pęknięcia w tego typu badaniach jest bardzo ważna i przydatna. Trudno jest precyzyjnie uwzględnić wszystkie zmiany zachodzące w wierzchołku rozwijającego się pęknięcia dla różnych warunków obciążenia i w całym zakresie krzywej kinetyki pęknięcia. Z tego powodu ciągle modyfikuje się obecne już związki i szuka nowych. Dla wielu gatunków materiałów, typów próbek i karbów, rodzaju obciążenia, ważność najczęściej stosowanego wzoru Parisa (2.58) została potwierdzona. Jednakże współczynnik C i wykładnik „ m ” we wspomnianym wzorze mają wartości, które można traktować jak stałe materiałowe, ale zależą one od wielu czynników m.in. od współczynnika asymetrii cyklu R . Współczynnik asymetrii cyklu różnie wpływa na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych, zależnie od jego wartości, zakresu prędkości i rodzaju materiału [70]. Dlatego kolejnym wzorem bardzo często używanym do opisu prędkości wzrostu pęknięć jest wzór Formana (2.59) uwzględniający współczynnik asymetrii cyklu oraz wartość krytyczną $WIN K_c$.

Oprócz modeli do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w ujęciu naprężeniowym spotykamy również modele odkształceniowe oraz energetyczne. Jednym z pierwszych badaczy, który do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych użył modelu odkształceniowego był Manson [84]. Model ten przyjmuje następującą postać:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta\varepsilon_p \sqrt{a})^m, \quad (2.70)$$

gdzie $\Delta\varepsilon_p$ – zakres odkształceń plastycznych w wierzchołku pęknięcia.

Tomkins w pracy [157] zaproponował wyrażenie do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych, które przedstawiono w postaci:

$$\frac{da}{dN} = (\Delta\varepsilon_p + b_1 \Delta\varepsilon_s) \cdot r_p, \quad (2.71)$$

gdzie: $b_1 \approx 1/6$, $\Delta\varepsilon_p$ – zakres odkształceń plastycznych, $\Delta\varepsilon_s$ – zakres odkształceń sprężystych, r_p – wielkość strefy odkształcenia plastycznego.

W pracy [170] Werner wykazał, że model Tomkinsa (2.71) poprawnie opisuje prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych, dla próbek z półeliptycznym pęknięciem poddanych obciążeniu rozciągającemu. Przedstawił on jednak model do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu odkształcenia plastycznego $\Delta\varepsilon_p$ dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu [171].

Opis prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w ujęciu energetycznym zapoczątkowali Dowling i Begley [21], w postaci:

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta J)^n, \quad (2.72)$$

gdzie: ΔJ – zakres całki J , B i n – współczynniki wyznaczone doświadczalnie.

Powyższy wzór służy do opisu II (liniowego) okresu krzywej kinetyki pęknięcia w funkcji zakresu całki ΔJ . Wyniki badań doświadczalnych porównano z wynikami otrzymanymi na podstawie przyjętego modelu. Stwierdzono, że przypadku kontroli przemieszczenia występuje dobra zgodność z prezentowanym modelem, natomiast w przypadku kontroli obciążenia zauważono większe różnice (niezgodności). Dokonano szeregu porównań wyników obliczeń zaproponowanym modelem z wynikami badań doświadczalnych w pracach wielu autorów [51, 54, 78].

Rozumek i Gasiak [53, 126] przedstawili energetyczny nieliniowy model do opisu II i III okresu krzywej kinetyki pęknięcia, który wyrażono w postaci:

$$\frac{da}{dN} = \frac{B(\Delta J)^n}{(1-R)^m J_{lc} - \Delta J}, \quad (2.73)$$

gdzie: B i n – współczynniki wyznaczone doświadczalnie, J_{lc} – wartość krytyczna całki J , R – współczynnik asymetrii cyklu, $\Delta J = J_{max} - J_{min}$ – zakres całki J .

Model Rozumka i Gasiaka w odróżnieniu od modelu Dowlinga i Begleya uwzględnia współczynnik asymetrii cyklu R oraz wartość krytyczną całki J_{lc} . Prezentowany model został sprawdzony dla dwóch stali konstrukcyjnych przy cyklicznym rozciąganiu i zginaniu [124, 125] oraz dla stopu aluminium przy cyklicznym zginaniu [130]. Wyniki

uzyskane z ich badań doświadczalnych dają dobrą korelację z wynikami obliczeń za pomocą równania (2.73).

Duża liczba czynników, które decydują o prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych, doprowadziła do budowy różnych modeli powstałych na podstawie wyników badań doświadczalnych, jak i obliczeń numerycznych. Aktualnie dzięki wykorzystaniu metod numerycznych następuje coraz większy rozwój modeli energetycznych nieliniowej mechaniki pęknięcia. Stosowane do obliczeń metody elementów skończonych (MES) i metody elementów brzegowych (MEB) umożliwiają obliczanie naprężeń, odkształceń i przemieszczeń, które to wykorzystuje się w modelach. Dąży się do budowania modeli matematycznych oddających w jak największym stopniu badane zjawiska fizyczne i uwzględniających możliwie jak najwięcej czynników wpływających na rozwój pęknięć.

2.4. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych

Elementy maszyn i konstrukcje pracujące w warunkach zmiennych obciążeń w czasie, często ulegają uszkodzeniu w wyniku inicjacji i rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Obciążenia te mogą mieć charakter cykliczny lub losowy, jednoosiowy lub wieloosiowy [68]. Często spotykanym w praktyce obciążeniem jest obciążenie losowe wynikające przede wszystkim z warunków eksploatacji konstrukcji. Przykładem może być zawieszenie samochodu, dla którego wyznaczenie charakterystyki obciążenia jest trudne, gdyż zależy od wielu czynników takich jak, np. nierówność drogi, drgania silnika, masa ładunku i jego rozmieszczenie oraz prędkość poruszania się. Prostsze są obciążenia cykliczne, z którymi mamy do czynienia np. w obracającym się wale przy ustalonej wartości momentu skręcającego lub w obracającej się osi obciążonej stałą wartością momentu zginającego. W cyklu naprężeń sinusoidalnie zmiennych podstawowymi parametrami są [68]: naprężenie maksymalne cyklu σ_{\max} , naprężenie minimalne cyklu σ_{\min} , amplituda naprężenia cyklu σ_a , naprężenie średnie cyklu σ_m oraz okres zmiany naprężeń T lub jego odwrotność – częstotliwość zmian „ f ”. Wymienione naprężenia są powiązane ze sobą następującymi zależnościami [70]:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \quad (2.74)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}. \quad (2.75)$$

Asymetrię cyklu charakteryzuje współczynnik amplitudy obciążenia zmiennego nazywany również współczynnikiem asymetrii cyklu określony wzorem:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}. \quad (2.76)$$

Poznanie zachowania się materiału przy udziale dodatkowych obciążeń (statycznych) jest niezbędną informacją na drodze do określenia krytycznej długości pęknięcia czy też całkowitej trwałości zmęczeniowej badanego elementu. Współczynnik asymetrii cyklu wpływa bardzo różnie na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych [12, 14, 36, 37, 43, 44, 45, 68, 73, 91, 163, 164, 173]. Dużą liczbę badań dotyczącą prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy różnych kombinacjach R , ΔK , K_{\max} i K_{\min} analizowano, opisano i przedstawiono w pracach [18, 93, 98]. Gasiak i Grzelak [49, 50] na przykładzie stali 10HNAP wykazali, że w zakresie niskich poziomów dodatkowego obciążenia średniego prędkość pęknięć zmęczeniowych maleje, dla poziomów średnich prędkość stabilizuje się, natomiast dla wysokich poziomów obciążenia średniego prędkość pęknięć znacznie wzrasta.

Tong i współautorzy w pracy [158] analizowali rozwój pęknięć zmęczeniowych w zakresie wartości progowych współczynnika intensywności naprężenia. Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach okrągłych z karbem. Wykazano, że w początkowym etapie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego współczynnik asymetrii cyklu R ma większy wpływ na zmianę wartości progowych współczynnika intensywności naprężenia w przypadku próbek z karbem i z zainicjowanym pęknięciem, niż w przypadku próbek z samym karbem. Różnica ta wynika z silniejszego wzajemnego oddziaływania powierzchni pęknięcia w próbkach z zainicjowanym pęknięciem zmęczeniowym.

Vosikovskiy [162] zaproponował zaś związki do wyznaczenia wartości progowej współczynnika intensywności naprężenia K_{th} dla różnych gatunków stali. Na podstawie wyników badań doświadczalnych wskazano jak bardzo istotny jest wpływ wartości

współczynnika asymetrii cyklu R na zmianę wartości progowej współczynnika intensywności naprężenia K_{th} .

Do opisu wzrostu krótkich pęknięć zmęczeniowych Wang [164] przedstawił model, oparty na koncepcji zablokowanego poślizgu oraz ścinającego mechanizmu dekohezji. Następnie poszerzył go o współczynnik asymetrii cyklu i naprężenie średnie. W pracy przedstawiono wyniki obliczeń stosując różne wartości współczynnika asymetrii cyklu (od $R = -2$ do $R = 1$). Zaobserwowano, że zmiana z wartości ujemnych na dodatnie współczynnika asymetrii cyklu powoduje wyraźny wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych. Model ten daje dobrą korelację z wynikami badań doświadczalnych przy obciążeniach jednoosiowych dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu. Robertson w pracy [118] przedstawił sposób umożliwiający określenie prędkości pęknięć zmęczeniowych dla przyjętego zakresu współczynnika asymetrii cyklu przy użyciu jednej próbki. Zastosowana procedura pozwala wyeliminować rozrzut wyników badań, gdy wyniki są pozyskiwane z wielu próbek. Podczas weryfikacji poprawności procedury sprawdzono wpływ malejącego i rosnącego współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych dla stali Q1N. Zmiana współczynnika asymetrii cyklu wpływa znacząco na zmianę prędkości pęknięć w drugim (liniowym) zakresie krzywej kinetyki pęknięcia. Obliczeń prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych dokonano z zastosowaniem równania Elbera (2.60). Na podstawie obliczeń wykazano, że model ten dobrze opisuje wyniki badań doświadczalnych dla stali Q1N tylko w przedziale $-1 \leq R \leq 0$.

Wyniki badań doświadczalnych zmian odkształceń plastycznych w wierzchołku pęknięcia zmęczeniowego pod wpływem różnych obciążeń zostały przedstawione w pracy Shimijo i współautorów [142]. Badania miały na celu dokonanie pomiaru nowo utworzonego pęknięcia podczas jednego cyklu, metodą elektrochemiczną, przy różnych współczynnikach asymetrii cyklu. Badania przeprowadzono dla próbek płaskich wykonanych z czystego tytanu. Wykazano, że w zakresie stosowalności równania Parisa (2.58) obszar nowoutworzonego pęknięcia podczas każdego cyklu jest proporcjonalny do prędkości pęknięcia. Wynika z tego, że geometria wierzchołka pęknięcia przy danym K_{max} utrzymuje podobny kształt w całym zakresie stosowalności równania Parisa. Wartość współczynnika asymetrii cyklu nie ma wpływu na wielkość pęknięcia w zakresie stosowania modelu Parisa. Autorzy pracy uważają, że kształt wierzchołka pęknięcia dla danego K_{max} i K_{min} powinien być niezależny od współczynnika asymetrii cyklu przy danej prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych.

Carlson i Kardomateas [14] zaprezentowali wyniki badań doświadczalnych na próbkach, z karbem i bez karbu, o przekroju poprzecznym kwadratowym wykonanych ze stopu aluminium IN-9052 i stali M50NiL. Badania prowadzono przy rozciąganiu dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu. W pracy przedstawiono wyniki badań stosując zmianę współczynnika asymetrii cyklu z wartości $R = 0,1$ na $R = -2$, po czym po pewnej liczbie cykli powrócono do wartości $0,1$. Zaobserwowano, że zmiana wartości współczynnika asymetrii cyklu przy przejściu z wartości R dodatnich na ujemne powoduje wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych, natomiast ponowny powrót do wartości dodatniej współczynnika asymetrii cyklu powoduje przejściowe opóźnienie rozwoju pęknięcia, po którym prędkość pęknięcia stabilizuje się na poziomie wyższym od pierwotnej. Takie zachowanie zauważono dla obu badanych materiałów. Można to wyjaśnić występowaniem problemów w zamykaniu się pęknięcia.

Inne badania dotyczące propagacji pęknięć zmęczeniowych w stopie KM4 na bazie niklu zostały przeprowadzone przez Padula i współautorów [96]. Badania prowadzono po dwóch różnych obróbkach cieplnych. Jedne próbki po przesycaaniu i starzeniu miały ziarna o wielkości ok. $55 \mu\text{m}$, natomiast drugie po hartowaniu i starzeniu miały wielkości ok. $6 \mu\text{m}$. Badania doświadczalne wykonano na maszynie zmęczeniowej z częstotliwością 50 Hz i 1000 Hz przy współczynniku asymetrii cyklu w zakresie od $0,4$ do $0,7$. Wyniki badań doświadczalnych wykazały, że progowa wartość WIN podczas rozwoju pęknięcia zmniejsza się wraz ze zmniejszaniem się wielkości rozmiarów ziaren i wraz ze wzrostem współczynnika asymetrii cyklu. Obliczenia progowych wartości WIN dokonane z zastosowaniem modeli Sadananda i Shahinian [137], Weertmana [166] oraz Lin i Fine [81], wykazały znaczące rozbieżności wyników.

Bulloch [13] przedstawił wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość pęknięć zmęczeniowych dla stali niskowęglowych o różnych mikrostrukturach. Ponadto przedstawiono zastosowanie modeli, które dotyczą wpływu współczynnika asymetrii cyklu na progową wartość współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{th} . Wyniki badań doświadczalnych wykazały, że współczynnik asymetrii cyklu nieznacznie wpływa na zmianę prędkości pęknięć zmęczeniowych dla badanych stali niskowęglowych. Poziom wartości ΔK_{th} ściśle jest uzależniony od współczynnika R przy wartościach powyżej $0,6$. Nie zauważono żadnej zależności pomiędzy charakterystyką pracy umocnienia materiałów przy różnych mikrostrukturach,

a wpływem współczynnika R na wartość ΔK_{th} . Modele obliczeniowe, które uwzględniają współczynnik asymetrii cyklu i progowy współczynnik intensywności naprężenia ΔK_{th} wykazywały słabą zgodność z wynikami uzyskanymi z badań doświadczalnych. Z obliczeń wynika, że podejściem dającym najlepszy opis badanych stali niskowęglowych jest zależność Klesnila i Lukasa (2.64) [67].

Daniewicz i Bloom [19] przeprowadzili badania doświadczalne prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w płaskim stanie naprężenia przy stałej amplitudzie dla próbek z karbem krawędziowym. Prowadzono je przy rozciąganiu i przy zginaniu dla współczynnika asymetrii cyklu wynoszącego $R = 0,5; 0; -1$ i -2 . Na ich podstawie zauważono, że geometria próbki, typ obciążenia i długość pęknięcia mają duży wpływ na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych. W pracy zaproponowano model do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Daje on dobrą korelację z wynikami badań doświadczalnych przy rozciąganiu i zginaniu dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu.

Verreman i Espinosa [161] oraz Bukowski i Kłysz [12] badali wpływ współczynnika asymetrii cyklu na rozwój pęknięć zmęczeniowych dla próbek płaskich. W pracach tych przedstawiono wyniki badań doświadczalnych poświęcone opisowi prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy różnych wartościach współczynnika R . Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem wartości współczynnika asymetrii cyklu następuje niewielki spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych. Spośród wielu modeli do obliczeń prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych, zastosowano model Parisa (2.58) [99] i Formana (2.59) [48]. Modele te dają dobrą korelację z wynikami badań doświadczalnych dla badanych wartości współczynnika asymetrii cyklu.

Zjawisko przedwczesnego zamykania się pęknięcia podczas pojedynczego cyklu zmęczeniowego oraz propagację pęknięcia zmęczeniowego dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu (od -2 do $0,1$) przedstawili i opisali Mcevely i Ritchie [86]. Stwierdzono, że żadna z form zamykania się pęknięcia dla małych wartości, współczynnika intensywności naprężenia K_{min} , bliskich wartościom progowym K_{th} nie wpływa na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Dla dużych wartości K_{min} zbliżających się do K_{max} przedwczesne zamykanie pęknięcia powoduje (o niewielką wartość) zwiększenie prędkości pęknięć zmęczeniowych. Wykazano również, że dla materiałów sprężysto-plastycznych prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych zwiększa się wraz ze wzrostem wartości współczynnika asymetrii cyklu. Ponadto stwierdzono, że tym co ma podstawowy wpływ na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych jest rodzaj

materiału (tzn. czy materiał jest sprężysto-plastyczny czy kruchy). W materiałach kruchych wierzchołek pęknięcia jest ostry (nie tępi się), natomiast w materiałach sprężysto-plastycznych występuje pęknięcie ciągłe, które charakteryzuje się tępieniem wierzchołka pęknięcia.

Herold i współautorzy [58] zaproponowali nowy model do obliczeń wartości progowej zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{Ith} . Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach płaskich typu CT wykonanych ze stali nierdzewnej AISI 304. W pracy dokonano obliczeń za pomocą kilkunastu modeli z uwzględnieniem wartości progowej ΔK_{Ith} . Porównując wyniki obliczeń z wynikami badań doświadczalnych stwierdzono, że najlepszą korelację wykazuje model Bartosiewicza i współautorów [6] wyrażony w postaci:

$$\Delta K_{Ith} = 3,28 \cdot (1 - R) \cdot R_e \sqrt{d_z}, \quad (2.77)$$

oraz model zaproponowany przez Herolda i współautorów [58], który zapisano poniższym równaniem:

$$\Delta K_{Ith} = \frac{R_e \sqrt{6\pi d_z}}{(R_e / R_m)} (1 - R)^{0,3}, \quad (2.78)$$

gdzie: R – współczynnik asymetrii cyklu, R_e – granica plastyczności, R_m – granica wytrzymałości na rozciąganie, d_z – wielkość ziarna.

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń stwierdzono, że dla badanej stali nierdzewnej wielkość ziarna ma decydujący wpływ na uzyskane wyniki obliczeń wartości progowej ΔK_{Ith} . Przeprowadzone tą metodą badania potwierdziły, że wzrastające wartości ΔK_{Ith} obserwujemy przy jednoczesnym wzroście wielkości ziarna. Wykazano, że metoda zmniejszającego się ΔK_I jest jedyną praktyczną metodą do oszacowania wartości progowej ΔK_{Ith} . Dalsza analiza badań wykazała, że innym ważnym parametrem wpływającym na wyniki obliczeń jest współczynnik asymetrii cyklu, który podczas badań wynosił od 0,1 do 0,74. Zaproponowany przez Herolda i współautorów [58] teoretyczny model potwierdza duży wpływ wielkości ziarna i współczynnika asymetrii cyklu na otrzymane wyniki obliczeń ΔK_{Ith} .

Rozumek w pracy [123] przedstawił wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu dla stali konstrukcyjnych 10HNAP i 18G2A. Do badań użyto próbek płaskich z zewnętrznym, jednostronnym karbem. Wyniki badań doświadczalnych opisano za pomocą nieliniowego modelu zawierającego zakres całki ΔJ (2.73). W zadawalający sposób opisuje on wyniki uzyskane doświadczalnie.

Mann [82] przedstawił szereg obliczeń, aby pokazać wpływ współczynnika asymetrii cyklu na zmianę wartości WIN za pomocą różnych modeli m. in.: Elber [24], Schijve [139], Walker [163], Duran i współautorzy [23] oraz Mann i współautorzy [83]. W pracy dokonano porównania wyników obliczeń za pomocą przedstawionych modeli, do opisu propagacji pęknięć zmęczeniowych, z wynikami badań doświadczalnych dla próbek wykonanych ze stopów aluminium: 7075-T6, 2024-T3 oraz 6082-T6. Zaproponowany w pracy [83] model może być stosowany w zakresie $-1 \leq R \leq 1$. Autorzy uzyskali lepszą zgodność wyników niż za pomocą modelu Elbera czy Walkera. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych został określony przez Baptista i współautorów [5]. Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach płaskich wykonanych ze stopu aluminium 2524-T3 poddanych rozciąganiu dla współczynników asymetrii cyklu $R = 0,05; 0,1; 0,15; 0,3; 0,5$ i $0,6$. Ponadto dokonano porównania wyników badań doświadczalnych z obliczonymi według modeli: Elbera [24], Kujawskiego [73] oraz Adib i Baptista [2]. Zaproponowany model przez Adib i Baptista uwzględnia współczynnik asymetrii cyklu i wykazuje najlepszą korelację wyników obliczeń z wynikami badań doświadczalnych. Kruger i inni w swojej pracy [71] przedstawili wpływ mikrostruktury stopu tytanu Ti-6-22-22 oraz współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych obliczonych za pomocą modelu Parisa (2.58). Badania doświadczalne przeprowadzono na próbkach o przekroju poprzecznym prostokątnym poddanych trójpunktowemu zginaniu. Stwierdzono, że wzrost współczynnika asymetrii cyklu powoduje wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych. Natomiast obróbka cieplna powoduje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych.

Wyznaczenie prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych na podstawie badań doświadczalnych poprzez zaproponowanie modelu zostało przedstawione przez Mohanty i współautorów [88]. Do badań doświadczalnych zastosowano próbki płaskie z zewnętrznym, jednostronnym karbem. Próbki wykonane były ze stopu aluminium

2024-T3 i poddane zginaniu dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu. Zaproponowany model do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych ma postać:

$$\frac{da}{dN} = 3,4 \left[(1 - R) \cdot K_{\max}^2 \right] \cdot (\Delta K)^4. \quad (2.79)$$

Wykazano, że zaproponowany model dobrze opisuje prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych, w którym błąd nie przekracza 5%.

Wyniki badań doświadczalnych i obliczeń, na podstawie znanych modeli, prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych uwzględniających współczynnik asymetrii cyklu przedstawiono również w pracach [145, 165, 177]. Wykazano w nich, że zmiana współczynnika asymetrii cyklu wpływa w istotny sposób na zmianę prędkości wzrostu pęknięć oraz na trwałość zmęczeniową.

Autor rozprawy także prowadził badania wpływu współczynnika asymetrii cyklu na rozwój ścieżek pęknięcia oraz na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 [28, 36, 37, 43, 44, 45]. Potwierdził, że przy zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem wraz ze wzrostem wartości współczynnika asymetrii cyklu (z $R = -1$ na $R = 0$) następuje znaczny wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych.

2.5. Wpływ koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych

Koncentratorem naprężenia nazywamy lokalną zmianę rozkładu pól naprężeń, która prowadzi do powstania tak zwanego spiętrzenia naprężeń. Mogą to być różnego rodzaju: odsadzenia, rowki, otwory, gwinty, wycięcia, nacięcia, rysy powierzchniowe, pory, wtrącenia niemetaliczne, itp. Na podstawie różnych danych statystycznych dotyczących uszkodzeń części maszyn można przyjąć, że karby są przyczyną 33% zmęczeniowych zniszczeń elementów w czasie eksploatacji [68]. W mechanice pęknięcia dokonano ich podziału na trzy podstawowe grupy: geometryczne, strukturalne i złożone. Karby geometryczne charakteryzują się tym, że w przypadku prostych stanów obciążenia na powierzchni elementu w jego dnie występuje złożony stan naprężenia o wartościach zdecydowanie przekraczających naprężenia nominalne [70]. Karby strukturalne są to wszelkie nieciągłości znajdujące się w elementach powstałych na skutek zmian w strukturze materiału np. wtrącenia niemetaliczne, pęcherzyki gazu lub zniekształcenia sieci krystalicznej struktury. Karby złożone uwzględniają geometrię

oraz jednocześnie strukturę materiału. Występują najczęściej w konstrukcjach czy w elementach maszyn. Najlepszym przykładem są połączenia spawane, w których występuje złożony stan naprężenia. W mechanice pękania dużo uwagi poświęca się metodom analizy naprężeń w elementach (próbkach) z pęknięciami, gdyż one w znacznym stopniu decydują o zniszczeniu. W konstrukcjach spiętrzenia naprężeń występują najczęściej w krawędziach, które są inicjatorami pęknięć. Krawędziami o kształtach parabolicznych, hiperbolicznych zajmowano się w pracach wielu autorów [8, 47, 76, 144].

Badania przeprowadzone przez Savruk i Kazberuk [138] wykazały, że na zależność pomiędzy współczynnikami intensywności naprężenia i koncentracji naprężenia nie wpływa tylko wielkość promienia zaokrąglenia dna karbu, ale też kształt w pewnym jego otoczeniu. Poniżej zaprezentowano zależność do obliczenia wielkości maksymalnych naprężeń normalnych zawierającą WIN, dla łagodnych (o kształcie U) krawędzi:

$$\sigma_{\max} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} R_I \rho^{-\frac{1}{2}}, \quad (2.80)$$

gdzie: $R_I = 2\sqrt{2}$, ρ – promień zaokrąglenia dna karbu.

Występujący parametr R_I nazywany jest również współczynnikiem wygładzenia naprężeń [8]. Charakteryzuje on przejście z współczynnika intensywności naprężenia do maksymalnych naprężeń normalnych w dnie łagodnego karbu. Savruk i Kazberuk w pracy [138] zaproponowali współczynnik wygładzenia naprężeń R_I obliczony zgodnie z równaniem:

$$R_I = \frac{1 + 28,75\gamma_3 + 98,04\gamma_3^2 - 102,1\gamma_3^3 + 47,4\gamma_3^4 - 8,436\gamma_3^5}{1 + 2071\gamma_3}, \quad (2.81)$$

gdzie: $\gamma_3 = \pi/2 - \beta$, β – kąt rozwarcia karbu.

Istotnym zagadnieniem przy tworzeniu kryteriów pękania jest uwzględnienie wpływu zaokrąglenia dna karbu na wartość współczynników intensywności naprężenia. Takie podejście w swoim kryterium przyjęli Leguillon i Yosibash [79]. Porównano wyniki obliczeń według kryterium Leguillon i Yosibash [79] z wynikami badań

doświadczalnych uzyskanych dla trójpunktowego zginania próbek o przekroju poprzecznym prostokątnym. Stwierdzono dobrą korelację wyników obliczeń z wynikami badań doświadczalnych.

Noda i współautorzy w pracy [90] przedstawili problem, jaki sprawiają koncentratory naprężeń w okrągłych i płaskich próbkach z karbem typu V przy różnych obciążeniach (rozciąganie, zginanie i skręcanie). Ma to istotny wpływ przy wyznaczeniu trwałości zmęczeniowej próbek. Dokładne wyznaczenie współczynników koncentracji naprężeń podano za pomocą metody tzw. body-force.

Propagację pęknięć zmęczeniowych z karbem geometrycznym w konstrukcji analizowali Wei i inni [168]. Badania doświadczalne przeprowadzono dla próbek płaskich z otworem eliptycznym i pęknięciami rozwijającymi się na krawędzi po obu stronach otworu. Z powodu braku odpowiedniego związku obliczeniowego uwzględniającego wszystkie parametry obciążenia i w celu zwiększenia dokładności zaproponowano współczynniki korekcyjne. Do obliczeń stosowano analizę numeryczną MES. Wyniki obliczeń wykazały, że współczynniki korekcyjne ze względu na skończoną szerokość próbki K_{fw} , jak również ze względu na występowanie odkształcenia plastycznego K_{LPZC} , poprawnie opisują propagację pęknięć zmęczeniowych w obszarze wysokiej koncentracji naprężeń przy użyciu zakresu całki J:

$$\Delta J = \frac{\Delta K_{LPZC}^2}{E}, \quad (2.82)$$

$$\Delta J = \frac{\Delta K_{fw}^2}{E}. \quad (2.83)$$

gdzie: K_{LPZC} – współczynnik korekcyjny uwzględniający strefę odkształcenia plastycznego, K_{fw} – współczynnik korekcyjny uwzględniający skończoną szerokość próbki [168].

Nową metodę do oszacowania trwałości zmęczeniowych elementów, które z powodu istnienia koncentratorów naprężeń ulegają zniszczeniu zaproponował Taylor i Lawless [154]. Obecnie stosowane metody do analizy prostych geometrii karbu mogą być uogólnione do koncentratorów naprężeń o dowolnej geometrii. Zaproponowana metoda zapewnia dobrą korelację wyników analitycznych z doświadczalnymi. Polega na oszacowaniu trwałości zmęczeniowej elementów z karbem w taki sposób, że granica zmęczenia elementu przy danym współczynniku asymetrii cyklu jest podzielona przez

geometryczny współczynnik kształtu karbu α_k , który z kolei jest obliczany za pomocą MES na podstawie analizy stanu naprężenia. Trwałość wyliczana jest z użyciem hipotezy kumulacji uszkodzeń np. Minera. Karb jest traktowany jako pęknięcie, przy czym zakłada się, że granica trwałości zmęczeniowej jest osiągnięta, gdy $\Delta K = \Delta K_{th}$ (osiągnięcie progu propagacji dla badanego materiału). Badania wykonano dla próbek ze stali konstrukcyjnej poddanych cyklicznemu zginaniu przy współczynniku asymetrii cyklu $R = 0,1$. Porównanie wyników obliczeń z wynikami badań doświadczalnych przyniosło oczekiwane rezultaty.

Lazzarin i współautorzy [77] przedstawili wyniki badań doświadczalnych inicjacji i propagacji pęknięć zmęczeniowych w próbkach z karami zewnętrznymi, dwustronnymi, symetrycznymi, krawędziowymi i różnymi promieniami zaokrąglenia dna karbu. Próbkę wykonano z stali konstrukcyjnej oraz ze stopu aluminium, które badano przy stałej wartości nominalnej amplitudy naprężenia rozciągającego. W celu obliczenia współczynnika intensywności naprężenia podczas rozwoju pęknięcia zmęczeniowego w próbce zaproponowano nowy współczynnik korekcyjny Y_{2LTM} . Współczynnik ten uwzględnia promień zaokrąglenia dna karbu, głębokość karbu, wysokość próbki oraz długość pęknięcia. Obliczanie WIN wymaga podejścia sprężysto-plastycznego oraz wykonania obliczeń numerycznych. Wyniki badań doświadczalnych przedstawiono na wykresach długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N oraz porównano wyniki badań z obliczeniami na wykresach prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK . Współczynnik intensywności naprężenia wyznaczono z uwzględnieniem współczynnika korekcyjnego Y_{2LTM} wyrażonego w postaci równania:

$$\Delta K_I = Y_I Y_{2LTM} \Delta \sigma_n \sqrt{\pi(a + a_0)}, \quad (2.84)$$

gdzie: $Y_{2LTM} = \sqrt{1 - e^{-\beta}}$, $\beta = \frac{6a(\rho + w - a_0)}{\rho(w - a_0)}$, ρ – promień zaokrąglenia dna karbu,

w – wysokość próbki, a_0 – długość karbu, a – długość pęknięcia.

Z pracy Lazzarina i współautorów wynika, że im większy promień zaokrąglenia dna karbu tym większa różnica pomiędzy wyliczonymi wartościami zakresu WIN z równania uwzględniającego współczynnik Y_{2LTM} w porównaniu z nie uwzględnieniem wpływu karbu.

Taylor [153] zaproponował model do opisu rozwoju pęknięć zmęczeniowych uwzględniający kształt karbu i długość pęknięcia w próbce. Proponowany model poprawnie opisuje rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach, jak również w rzeczywistych elementach maszyn, o różnych kształtach i wymiarach. W pracy wykazano, że zastosowany model umożliwia również wyznaczenie krytycznej długości pęknięcia a_{kr} . Wartość krytycznej długości pęknięcia może być użyta do prognozowania trwałości zmęczeniowej dla elementów z karbem. Metoda ta daje zbliżone wyniki do wyników otrzymanych ze znanych wzorów empirycznych Petersona [101] oraz Elhaddada i współautorów [25].

Atzori i współautorzy w pracy [4] dokonali analizy modeli do określenia trwałości zmęczeniowej dla próbek z karbem na podstawie teoretycznego współczynnika kształtu karbu α_k , progowej wartości współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{th} oraz jego długości a_0 . Dokonano szeregu obliczeń dla próbek, poddanych cyklicznemu rozciąganiu, z karbem krawędziowym ostrym i łagodnym oraz z eliptycznym występującym w środku próbki. Obliczenia wykonano dla różnych gatunków stali oraz dla stopów aluminium przy współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$ i 0 . Zaproponowano dla próbek o skończonych wymiarach wyrażenie za pomocą, którego można zdefiniować krytyczną głębokość karbu na powierzchni lub wewnątrz próbki:

$$a_{0kr} = \alpha_k^2 \cdot a_{kr} \quad (2.85)$$

Zdaniem Atzori i współautorów uniwersalny model do wyznaczania trwałości zmęczeniowej może być opisany według powyższych parametrów i pozwala na poprawną interpretację wielu problemów inżynierskich. W pracy pokazano również wpływ gatunku materiału oraz chropowatości powierzchni próbek na trwałość zmęczeniową.

Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych dla próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6, o przekroju poprzecznym prostokątnym z karbem przedstawił Rozumek [122]. Badania prowadzono przy zginaniu ze skręcaniem dla różnych stosunków momentu skręcającego do zginającego. Do opisu prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przyjęto podejście energetyczne uwzględniające zakres parametru ΔJ zgodnie z wzorem (2.73). Na podstawie analizy wyników badań doświadczalnych i obliczeń numerycznych stwierdzono, że wzrost

momentu skręcającego do zginającego powoduje zwiększenie prędkości pęknięć zmęczeniowych. Wyniki wpływu promienia zaokrąglenia dna karbu na trwałość zmęczeniową stopu aluminium 7075-T651 przedstawiono w pracy Benedetti i innych [7]. Badania zmęczeniowe przeprowadzono przy cyklicznym zginaniu dla próbek płaskich z karbem ostrym ($\rho = 0,5$ mm) i łagodnym ($\rho = 2$ mm) przy $R = -1$. Badania doświadczalne prowadzono również dla próbek po śrutowaniu powierzchni zewnętrznych. Zabieg ten wykazał wyraźny wzrost trwałości zmęczeniowej o około 20%. Śrutowanie także zmniejsza ilość zewnętrznych nieciągłości geometrycznych, które mają znaczący wpływ na wzrost trwałości zmęczeniowej. W badaniach doświadczalnych jak i obliczeniach numerycznych porównano stan naprężenia w dnie karbu dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu. Zaproponowano nowy sposób do oszacowania trwałości zmęczeniowej, dla próbek z karbem, wykorzystując wyniki obliczeń numerycznych.

Ostash i współautorzy w pracy [95] analizowali wpływ karbu oraz współczynnika asymetrii cyklu na trwałość zmęczeniową w zakresie inicjacji i propagacji pęknięć dla stopu aluminium 7075-T6. Badania doświadczalne wykonano dla trzech różnych promieni zaokrąglenia dna karbu. Wykazano, że naprężenia maksymalne σ_{\max} i maksymalny współczynnik intensywności naprężenia K_{\max} są podstawowymi wielkościami w procesie zmęczenia do opisu odporności materiału w okresie inicjacji i propagacji pęknięć zmęczeniowych. Podejście to jest porównywalne ze znanymi już metodami [72, 148, 152].

Obliczenia analityczne i numeryczne WIN zostały przedstawione przez Zappalorto i współautorów [176]. Wykonano je dla próbek okrągłych z karbem o różnym kształcie przy obciążeniu skręcającym. Próbki posiadały karb o kształcie parabolicznym, hiperbolicznym i półeliptycznym. Obliczenia analityczne dokonano na podstawie znanych już zależności oraz zaproponowano nowe równanie do opisu WIN. Zależności między współczynnikiem koncentracji naprężenia, a współczynnikiem intensywności naprężenia opisano wzorem:

$$\frac{K_{3\rho}}{K_{III}} = \frac{\tau \left(1 + \frac{a_0}{\rho} \right) \sqrt{\pi\rho}}{\tau \sqrt{\pi a_0}} = \left(\sqrt{\frac{\rho}{a_0} + 1} \right). \quad (2.86)$$

Obliczeń współczynnika intensywności naprężenia, dla karbów typu V i U, dokonano za pomocą wzoru:

$$K_{3p} = \sqrt{2\pi} \left[(r_1 - r_0)^{1-\lambda_1} \tau_{z\varphi_2}(r_1, \varphi_2 = 0) \right], \quad (2.87)$$

gdzie: $\tau_{z\varphi_2}$ – składowa naprężenia stycznego w układzie współrzędnych biegunowych, r_1 i φ_2 – współrzędne biegunowe.

Porównując wyniki uzyskane z obliczeń analitycznych i numerycznych wykazano, że błąd wynosi około 3%.

Z kolei Polak i inni [113] przedstawili wyniki badań doświadczalnych przeprowadzonych na próbkach okrągłych z karbem wykonanych ze stali nierdzewnej SAF 2507. Badano wpływ karbu i wartości średniej obciążenia na trwałość zmęczeniową w zakresie propagacji pęknięć. Wartość średnia obciążenia prowadzi do pasm poślizgu i przyspieszenia inicjacji pęknięcia oraz obserwuje się gwałtowny wzrost pęknięć zmęczeniowych, co przyczynia się do zmniejszenia trwałości zmęczeniowej badanego elementu.

Innym autorem opisującym badania doświadczalne na próbkach okrągłych wykonanych ze stali 39NiCrMo3 był Berto i współautorzy [10]. W pracy tej przedstawiono wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbek poddanych rozciąganiu, skręcaniu i kombinacji rozciągania ze skręcaniem z udziałem różnych karbów i współczynników asymetrii cyklu $R = -1$ i 0 . Ponadto dokonano analizy ścieżek rozwoju pęknięć zmęczeniowych oraz przełomów dla wszystkich badanych obciążeń. Zauważono wyraźnie widoczny dłuższy okres propagacji pęknięcia zmęczeniowego dla współczynnika $R = -1$ niż dla $R = 0$. Zaobserwowano również, że podczas rozciągania pęknięcie propagowało w dnie karbu wzdłuż dwusiecznej zarysu karbu.

Rozumek i Marciniak w pracy [134] przedstawili wyniki badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla próbek płaskich z różnym zaokrągleniem dna karbu. Próbkę wykonano ze stali konstrukcyjnej FeP04. Badania doświadczalne przeprowadzono przy obciążeniu rozciągającym i współczynnikiem asymetrii cyklu $R = 0$. Dokładnie opisano mikrostrukturę użytego materiału do badań. Ponadto opisano rozwój pęknięć zmęczeniowych i ich kierunki w ujęciu mikroskopowym. W celu obliczenia maksymalnych naprężeń głównych w dnie karbu użyto różnych modeli opartych na

krzywej cyklicznego naprężenia i odkształcenia. Uzyskane wyniki pozwoliły stwierdzić, które z nich są obarczone najmniejszym błędem.

Analizy wpływu koncentratora naprężenia na rozwój ścieżek pęknięcia oraz na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych dokonał również autor rozprawy, ale dla stopu PA6 [29, 30, 38, 43]. Ponadto w pracach Faszyńska i Rozumek [35, 38] zaproponowali wprowadzenie do obliczenia WIN dodatkowego współczynnika korekcyjnego Y_{2FR} , który uwzględnia promień zaokrąglenia dna karbu, długość karbu, wysokość próbki oraz długość pęknięcia. Wprowadzenie tego współczynnika spowodowało przybliżenie wyników obliczeń do rzeczywistego wpływu karbu w badaniach doświadczalnych.

2.6. Mikrostruktura materiału i jej wpływ na rozwój pęknięć zmęczeniowych

Mikrostruktura materiału wpływa wyjątkowo silnie na kierunek rozwoju pęknięć, jak również na charakterystykę prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Główną przyczyną rozwoju pęknięć w metalach jednofazowych są pasma poślizgów, granice ziaren i bliźniaków. Podobnie źródła pęknięć działają w stopach metali wielofazowych, ale dodatkowo dochodzą wtrącenia i wydzielenia faz. Przy wysokich amplitudach naprężenia i w podwyższonych temperaturach mikropęknięcia powstają najczęściej na granicy ziaren. W zakresie ograniczonej trwałości źródłem mikropęknięć są pasma poślizgów, które powodują spiętrzenie naprężeń spowodowane odkształceniami plastycznymi. Powstawanie mikropęknięć w stopach metali wielofazowych ma charakter przypadkowy, bowiem zależy od wielkości wtrąceń i wydzieleni faz, a także od wzajemnej ich odległości i rozkładu w osnowie. Poza wyżej wymienionymi przyczynami, na powstawanie mikropęknięć wpływają również stan powierzchni oraz warunki badania i zastosowane obciążenia [68, 120]. Odpowiedni dobór składników stopowych oraz właściwa obróbka cieplna stali powoduje zmniejszenie prędkości pęknięć zmęczeniowych. W stopach aluminium prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych determinują przede wszystkim wydzielenia faz wtórnych: ich wielkość, rozkład i odległość między nimi. W stopach tytanu wyżarzanie rekrytalizujące, obniżenie zawartości tlenu międzywęzłowego oraz udział faz α powoduje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych.

Brookes i Rainforth [11] przedstawili wpływ mikrostruktury na rozwój pęknięć zmęczeniowych w trzech różnych stopach niklu. Materiały charakteryzowały się mikrostrukturą drobnoziarnistą, gruboziarnistą oraz drobnoziarnistą o zredukowanej

zawartości elementu międzywęzłowego. Badania doświadczalne przeprowadzono przy cyklicznym rozciąganiu dla próbek z karbem o przekroju poprzecznym kwadratowym. W materiałach gruboziarnistych zaobserwowano pęknięcie w postaci poślizgu w wyniku, czego powierzchnia pęknięcia wykazywała wygląd „kropki łyzy”. Materiały te wykazywały zwiększoną prędkość pęknięcia w stosunku do materiałów o mikrostrukturze drobnoziarnistej.

Iacoviello i współautorzy [60] przedstawili wpływ obróbki cieplnej na propagację pęknięcia zmęczeniowego w dwufazowych stalach nierdzewnych 22Cr5Ni. Zauważono, że im wyższa temperatura wyżarzania tym prędkości wzrostu pęknięć są znacznie wyższe. W pracy wykazano również, że chropowatość powierzchni wpływa na kierunek rozwoju pęknięcia zmęczeniowego.

W pracy Kocańdy [68] można przyjrzeć się wynikom badań wpływu składu chemicznego i mikrostruktury na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych w stopach aluminium. W skutek różnych zabiegów cieplnych i przez dodanie cyrkonu otrzymano różne wielkości ziarna, wydzielenia faz wtórnych i różny rozkład tych wydzieleni. Wykazano, że mikrostruktura wpływa istotnie na odporność na pękanie, jednak uzyskano niewielkie obniżenie prędkości pęknięć w porównaniu ze stopami aluminium przed zabiegami cieplnymi.

Faszynka i Rozumek [41] natomiast przedstawili różnice występujące w mikrostrukturach stopów aluminium PA6 i PA7. Badania prowadzono przy zginaniu wahadłowym i dokonano analizy ścieżek rozwoju pęknięć zmęczeniowych oraz porównano trwałości zmęczeniowe badanych stopów. Z badań doświadczalnych wynika, że stopy PA6 i PA7 pomimo podobnych mikrostruktur różnią się od siebie przebiegiem rozwoju ścieżek pęknięcia. W stopie PA7 tworzą się lokalnie rozbudowane siatki pęknięć, które nie występują w PA6. Zaobserwowano również w obu stopach, że pęknięcie główne ma nieregularny charakter i przebiega transkrystalicznie poprzez ziarna fazy α .

Rozumek z współautorami [128] zajmował się również opisem rozwoju pęknięć zmęczeniowych oraz wpływem mikrostruktury przy zginaniu próbek z karbem wykonanych ze stopów PA6 i PA7 w stanie dostawy oraz po utwardzaniu wydzieleniowym z wykorzystaniem starzenia samorzutnego. Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych zaobserwowano, że pęknięcie główne ma przebieg dość nieregularny, a jego propagacja postępuje w sposób mieszany tzn. zarówno poprzez ziarna, jak i po granicach ziaren fazy α . Natomiast występujące

lokalnie pęknięcia boczne rozwijają się tylko po granicach ziaren. Szczególnie w pobliżu dna karbu i na początku rozwoju pęknięcia pojawia się siatka długich pęknięć bocznych po granicach ziaren w obszarach zwiększonej koncentracji fazy międzymetalicznej Al_2Cu . Zauważono również, że zastosowanie obróbki cieplnej polegającej na utwardzaniu wydzieleniowym powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej próbek z badanych stopów PA6 i PA7.

Rozwojem pęknięć zmęczeniowych w stopach tytanu w powiązaniu z mikrostrukturą zajmowali się m.in. Kocańda i współautorzy oraz Nalla i inni [69, 89]. Wykazano, że istotne różnice w prędkościach wzrostu pęknięć zmęczeniowych wywołuje obróbka cieplna stopów tytanu.

Wpływem mikrostruktury na rozwój ścieżek pęknięcia w próbkach wykonanych z czystego tytanu Gr. 1 i stopów tytanu Ti-6Al-4V oraz Ti-3Cu zajmowali się również Rozumek i współautorzy [129]. Z badań wynika, że mikrostruktura materiału odgrywa decydującą rolę w propagacji pęknięć zmęczeniowych. Istotnie oddziałuje na rozwój i kierunek rozprzestrzeniania się pęknięcia. Ponadto ma także znaczący wpływ na charakterystykę prędkości pęknięć zmęczeniowych. Zaobserwowano, że struktura materiałów różni się pod względem składu fazowego i wielkości ziarna, co ma wpływ na otrzymane wyniki badań. Natomiast rozwój ścieżek pęknięcia w każdym z badanych materiałów przebiega inaczej.

2.7. Podsumowanie przeglądu zagadnień dotyczących mechaniki pęknięcia

W literaturze specjalistycznej zostało opisanych wiele kryteriów naprężeniowych, przemieszczeniowych i energetycznych dotyczących rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla prostych i mieszanych sposobów pęknięcia. Do największej grupy, ze względu na łatwy sposób weryfikacji za pomocą badań doświadczalnych, należą kryteria naprężeniowe. Z powodzeniem mogą być stosowane do materiałów kruchych i z niewielką strefą odkształcenia plastycznego w materiałach sprężysto-plastycznych. Za ich pomocą można dokonać opisu rozwoju pęknięć w zakresie progowym jak również w początkowym etapie rozwoju długich pęknięć. Kryteria naprężeniowe za pomocą parametru K lub jego zakresu ΔK określają stan naprężenia w okolicy wierzchołka pęknięcia. Za najbardziej uniwersalne wzory uważa się te, które do określenia stanu naprężenia stosują wszystkie trzy sposoby pęknięcia. Takie kryteria podaje Schöllmann i współautorzy [141] oraz Richard [117]. Kryteria

przemieszczeniowe należą do grupy rzadziej spotykanych ze względu na problemy z pomiarem rozwarcia wierzchołka pęknięcia w mieszanych sposobach pękania. Stosuje się je tylko do granicy plastyczności. Kryteria przemieszczeniowe dla mieszanych sposobów pękania są mocno rozbudowane i skomplikowane. Do opisu wyników badań wykorzystywano metody analityczne z wykorzystaniem parametru K oraz metody numeryczne do określenia parametru J . Kryteria energetyczne intensywnie zaczęły się rozwijać wraz z rozwojem metod numerycznych. Oparte na parametrze J umożliwiają opis zmian zachodzących w materiale w zakresie liniowo-sprężystym, jak również w zakresie sprężysto-plastycznym podczas rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Na szczególną uwagę zasługuje podejście energetyczne z zastosowaniem parametru S (gęstości energii odkształcenia) i J do opisu wszystkich trzech sposobów pękania. Zaproponowali je Sih [143] oraz Rozumek i Macha [132]. Powyższe dwa kryteria były weryfikowane na różnych materiałach i różnej geometrii próbek. Ze względu na prostą budowę wykazują dużą zgodność wyników obliczeniowych z doświadczalnymi. Celem autorów badań jest zbudowanie jednego kryterium, które uwzględniłoby wszystkie istotne czynniki wpływające na rozwój pęknięć zmęczeniowych.

Z analizy przeglądu literatury wynika, że współczynnik asymetrii cyklu wpływa bardzo różnie na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych i zależy przede wszystkim od jego wartości, warunków obciążenia, zakresów prędkości pękania i rodzaju materiału. Duża liczba prac dotycząca prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy różnych wartościach współczynnika R jest opisana z zastosowaniem kryteriów naprężeniowych i energetycznych. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych zależy od wrażliwości materiału na działanie dodatkowych obciążeń (statycznych), natomiast sama wrażliwość na obciążenia statyczne zmienia się wraz ze zmianą przyrostu pęknięcia. Poznanie zachowania się materiału przy udziale dodatkowych obciążeń jest istotną sprawą do określenia prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Liczne modele matematyczne uwzględniają wpływ współczynnika asymetrii cyklu.

W przedstawionym przeglądzie literatury dotyczącym wpływu koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych zauważono stosowanie różnych modeli matematycznych i współczynników do dokładnego opisu wyników badań. Występowanie karbów ostrych powoduje duże spiętrzenie naprężeń, co prowadzi przy użyciu większych obciążeń do szybkiego rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Szczególnie istotne są te modele, które do obliczenia współczynników intensywności naprężenia

uwzględniają geometrię karbu (np. promień zaokrąglenia dna karbu, głębokość karbu, kąt rozwarcia). Wymagają one bardziej skomplikowanego aparatu matematycznego do obliczeń analitycznych. Do rozwiązania tego typu zadań można korzystać z programów numerycznych. Duże znaczenie mają również metody przybliżone do rozwiązywania tego typu zagadnień na podstawie współczynników koncentracji naprężeń obliczanych dla karbów o różnym promieniu zaokrąglenia jego dna. Wiele przykładowych modeli do obliczenia współczynników intensywności naprężenia uwzględniających geometrię karbu przedstawiono w pracach [4, 46, 75, 77, 176].

Literatura przedmiotu wskazuje, że mikrostruktura materiału wpływa istotnie na rozwój ścieżek pęknięcia oraz prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Autorzy analizowanych prac wykazali, że wskutek różnych obróbek cieplnych można obniżyć prędkość pęknięć zmęczeniowych. W stopach aluminium spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych determinują przede wszystkim wydzielenia faz wtórnych: ich wielkość, rozkład i odległość między nimi. W stopach tytanu zaś spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych powoduje wyżarzanie rekrytalizujące, obniżenie zawartości tlenu międzywęzłowego oraz udział faz α . Wpływ mikrostruktury na rozwój pęknięć zmęczeniowych, chociaż jest różny, to daje się powiązać z wielkością ziarna i rozkładem wydzielenia faz wtórnych.

3. CEL, ZAKRES I TEZA PRACY

Cel pracy:

Głównym celem pracy jest badanie wpływu współczynnika asymetrii cyklu oraz koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach wykonanych ze stopu aluminium PA6 poddanych zginaniu, skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem.

Celami drugoplanowymi są:

- dokonanie obliczeń prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych za pomocą wybranego modelu matematycznego,
- zaproponowanie współczynnika korekcyjnego uwzględniającego wpływ kształtu karbu do obliczeń zakresu współczynnika intensywności naprężenia,
- przeprowadzenie obliczeń numerycznych stanu naprężenia i przemieszczenia w okolicy pęknięcia zmęczeniowego dla przestrzennego modelu próbki o przekroju poprzecznym prostokątnym.

Zakres pracy:

- przegląd istniejących kryteriów rozwoju pęknięć zmęczeniowych w różnych warunkach obciążenia,
- opracowanie metodyki badań i przygotowanie stanowiska do badań doświadczalnych,
- przeprowadzenie badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6 poddanych zginaniu, skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem dla różnych współczynników asymetrii cyklu i różnych koncentratorów naprężenia,
- przedstawienie wpływu mikrostruktury materiału na rozwój pęknięć zmęczeniowych,
- obliczenie prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych z użyciem zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK ,
- zaproponowanie i weryfikacja współczynnika korekcyjnego uwzględniającego wpływ kształtu karbu do obliczeń zakresu WIN,
- wykonanie obliczeń numerycznych stanu naprężenia i przemieszczenia w próbkach,

- przeprowadzenie analizy rozwoju ścieżek pęknięcia i powierzchni złomów zmęczeniowych,
- analiza wyników i wnioski.

Teza pracy:

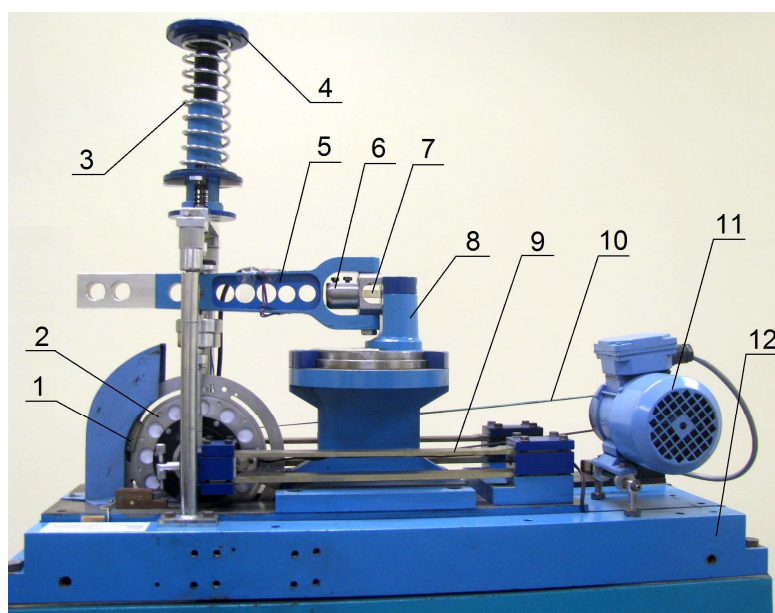
W próbkach o przekroju poprzecznym prostokątnym poddanych skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem występuje dwuetapowy i nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych po obu stronach bocznych próbek.

4. METODYKA BADAŃ DOŚWIADCZALNYCH

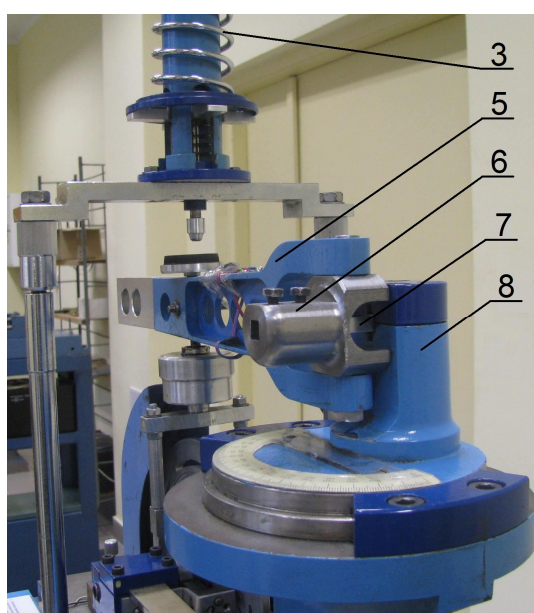
W niniejszym rozdziale dokonano opisu metodyki badań doświadczalnych. W pierwszym podrozdziale przedstawiono stanowisko badawcze i urządzenie do pomiaru rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Następnie pokazano kształt próbek zastosowanych w badaniach, jak również strukturę, skład chemiczny oraz właściwości wytrzymałościowe badanego materiału. Ostatni podrozdział przedstawia metodykę opracowania wyników badań doświadczalnych.

4.1. Stanowisko badawcze

Badania rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem ($M_{as}(t) / M_{ag}(t) = \operatorname{tg}\alpha = 1$) prowadzono na Politechnice Opolskiej w Katedrze Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn w Opolu. Badania doświadczalne wykonano na maszynie zmęczeniowej MZGS-100 (rys. 4.1 i rys. 4.2) [1] umożliwiającej realizację przebiegów cyklicznie zmiennych w postaci zginania, skręcania oraz kombinacji zginania ze skręcaniem. Badania przeprowadzono zgodnie ze wskazówkami zawartymi w normach: PN-76/H-04325 i PN-76/H-04326 [108, 109]. W skład urządzenia wchodzi zespół napędowy, obciążający i kontrolno-pomiarowy. Na rys. 4.1 i rys. 4.2 pokazano próbkę (7) zamocowaną w uchwytach (6) i (8). Obciążenie uzyskano poprzez ruch dźwigni (5) w płaszczyźnie pionowej, wywołane siłą bezwładności nie wyrównoważonych ciężarków (1) na tarczy wirującej (2) osadzonej na sprężynach płaskich (9). Do podstawy maszyny zmęczeniowej przymocowany jest siłownik sprężynowy (4), który umożliwia zadawanie dodatkowej wartości obciążenia statycznego przez odpowiednie ugięcie sprężyny siłownika. Badania przeprowadzono przy obciążeniu z kontrolowaną siłą (momentem) przy częstotliwości obciążenia 28,4 Hz (28,0 Hz dla obciążenia z udziałem wartości średniej). Występująca podczas badań doświadczalnych na maszynie MZGS-100 siła tnąca ma bardzo małe wartości, które wynoszą poniżej 2% maksymalnych naprężeń i nie jest brana pod uwagę w dalszych rozważaniach.



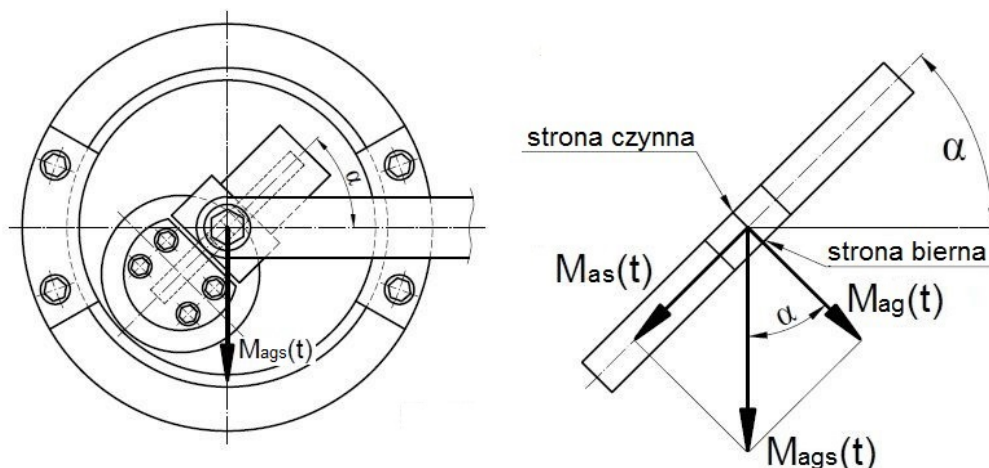
Rys. 4.1. Stanowisko do badań zmęczeniowych MZGS-100, gdzie: 1 – ciężarki, 2 – tarcza wirująca, 3 – sprężyna, 4 – siłownik sprężynowy, 5 – dźwignia, 6 – uchwyt, 7 – próbka, 8 – głowica obrotowa, 9 – płaskie sprężyny, 10 – pasek, 11 – silnik, 12 – podstawa maszyny



Rys. 4.2. Widok zamocowanej próbki przy skręcaniu na stanowisku do badań zmęczeniowych MZGS-100, gdzie: 3 – sprężyna, 5 – dźwignia, 6 – uchwyt, 7 – próbka, 8 – głowica obrotowa

Schemat obciążenia próbki przedstawiono na rys. 4.3, w którym to stan naprężenia jest uzależniony od kąta ustawienia głowicy obrotowej. Czyste zginanie otrzymujemy

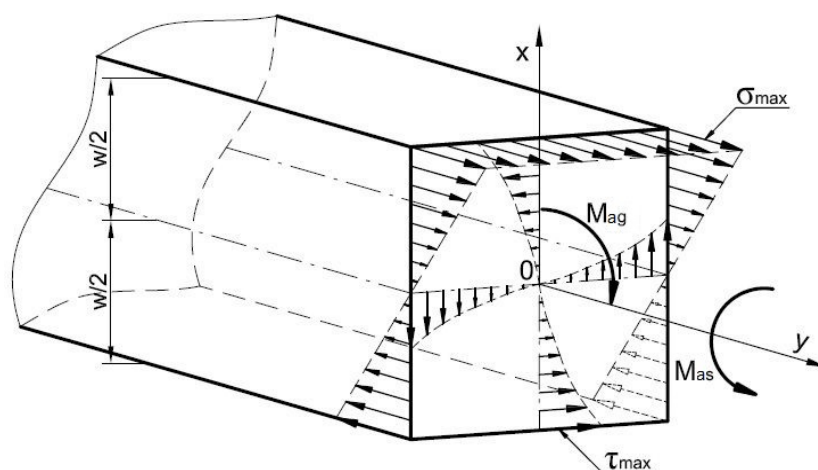
wtedy, gdy kąt α wynosi 0° natomiast, gdy kąt α wynosi 90° wówczas otrzymujemy czyste skręcanie (rys. 4.2). Proporcjonalne zginanie ze skręcaniem otrzymano poprzez obrócenie głowicy, np. o kąt $\alpha = 45^\circ$ (rys. 4.3).



Rys. 4.3. Schemat obciążenia próbki przy proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem

Pod wpływem obciążenia momentem skręcającym próbki o przekroju poprzecznym okrągłym lub np. prostokątnym zostaną odkształcone. Przekroje poprzeczne w próbce prostokątnej poddanej skręcaniu nie pozostają płaskie tylko ulegają wypaczeniu tzw. deplanacji. Natomiast przekrój poprzeczny w próbce okrągłej jej nie ulega. Oznacza to, że każdy poprzeczny przekrój próbki zachowuje kształt płaski i kołowy, obracając się wokół osi o pewien kąt, ponadto długość i średnica próbki nie ulega zmianie. Problemem rozkładu naprężeń przy skręcaniu zajmował się de Saint-Venant. Z jego założeń wynika, że we wszystkich przekrojach próbki poddanej skręcaniu rozkład naprężeń stycznych jest jednakowy. Rozkłady te w próbkach o przekroju poprzecznym okrągłym i nieokrągłym różnią się od siebie w sposób bardzo istotny. Udowodnił on, że dla próbek o przekroju poprzecznym nieokrągłym (np. prostokątnym) naprężenia styczne w środku (w osi próbki) i w narożach próbki będą równe zero, natomiast w środku dłuższych boków prostokąta będą największe τ_{\max} (rys. 4.4). Przy działaniu momentu skręcającego M_{as} największe naprężenia powstają (w przekrojach poprzecznych) w miejscach położonych najdalej od osi y próbki (rys. 4.4). Jeżeli w danym przekroju prostokątnym próbka jest zginana momentem M_{ag} i skręcana momentem M_{as} , to pod wpływem zginania powstają naprężenia normalne, w przekrojach poprzecznych, o wartościach zmieniających się od zera w osi próbki do

wartości maksymalnej $\sigma_a = \frac{6M_{ag}}{bw^2}$ w punktach położonych najdalej od osi y pręta (σ_{max}). Natomiast pod wpływem skręcania powstają naprężenia styczne o wartościach zmieniających się od zera w osi próbki do wartości maksymalnej $\tau_a = \frac{M_{as}}{k_1wb^2}$ ($k_1 = 0,208$ – stosunek wysokości „ w ” do szerokości „ b ” próbki) w punktach położonych najdalej od osi y pręta (τ_{max}). Wartości w poszczególnych punktach przekroju poprzecznego prostokątnego nie są proporcjonalne do ich odległości od środka O (rys. 4.4) [64, 132]. Ze względu na występujący w próbce karb w płaszczyźnie działania naprężeń normalnych obliczono, że były one większe do około 3 razy od naprężeń stycznych. Przy jednoczesnym działaniu momentu zginającego i skręcającego najbardziej niebezpieczny stan naprężenia powstaje w miejscach najdalej oddalonych od osi próbki.

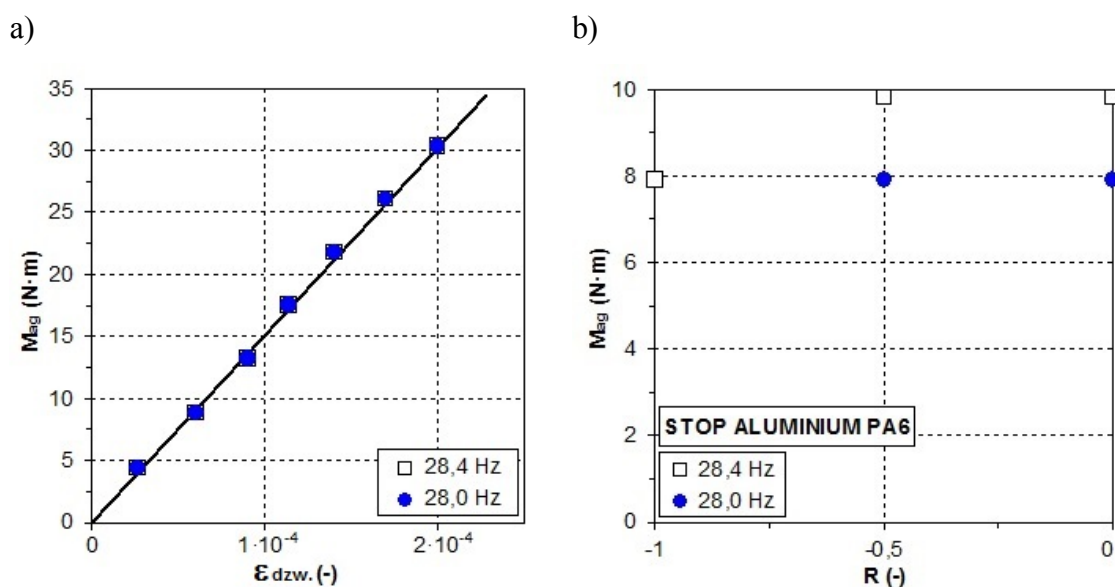


Rys. 4.4. Rozkład naprężeń normalnych i stycznych w próbce o przekroju poprzecznym prostokątnym przy proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem

4.1.1 Cechowanie stanowiska badawczego

W maszynie zmęczeniowej MZGS-100, aby wyznaczyć moment maksymalny $M_{max} = M_{ag} + M_m$, jakim obciążano próbkę wykonano cechowanie dynamiczne maszyny bez udziału wartości średniej obciążenia i z udziałem wartości średniej obciążenia. Cechowanie to wykonywano za pomocą tensometrów elektrooporowych naklejonych na dźwigni maszyny. Następnie dokonano pomiaru odkształceń na dźwigni

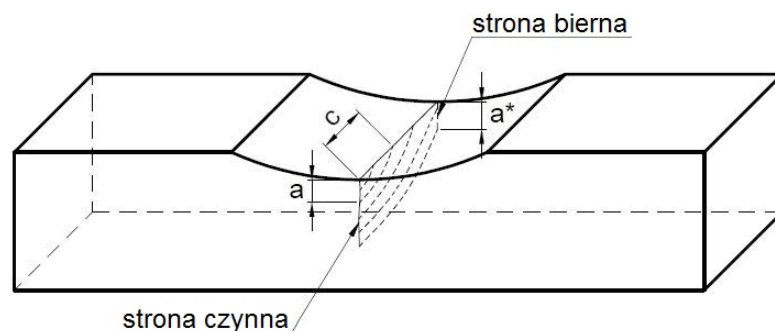
podczas jej pracy. Cechowanie maszyny wykonano dla kilku różnych amplitud momentów zginających M_{ag} , które przedstawiono w funkcji odkształceń na dźwigni $\varepsilon_{dzw.}$ (rys. 4.5a). Otrzymane (zmierzone) pomiary odkształceń na dźwigni porównano z wartościami odkształcenia teoretycznego na dźwigni. Wykazano, że błąd względny nie przekracza 4%. Na rys. 4.5b została przedstawiona wartość amplitudy momentu zginającego M_{ag} w funkcji współczynnika asymetrii cyklu R . Przy udziale wartości średniej momentów otrzymano większe wartości amplitudy momentu zginającego M_{ag} o około 20% w stosunku do wartości amplitudy momentu bez udziału wartości średniej obciążenia co zostało przedstawione na rys. 4.5b. Aby otrzymać takie same wartości amplitudy momentu zginającego M_{ag} (tzn. bez i z wartością średnią) należy dokonać korekty częstotliwości obciążenia z 28,4 Hz na 28,0 Hz.



Rys. 4.5. Amplituda momentu zginającego M_{ag} w funkcji: a) odkształcenia na dźwigni $\varepsilon_{dzw.}$, b) współczynnika asymetrii cyklu R

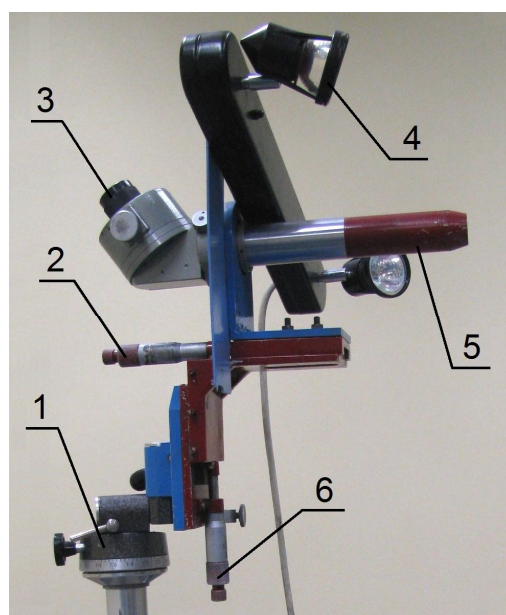
4.1.2 Urządzenie do pomiaru rozwoju pęknięć zmęczeniowych

Rzeczony pęknięć zmęczeniowych obserwowano metodą optyczną na powierzchniach bocznych próbek „a” (strona czynna) i a* (strona bierna) oraz górnej c (rys. 4.6), które były poddane obciążeniom zmiennym o przebiegu sinusoidalnym.



Rys. 4.6. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem

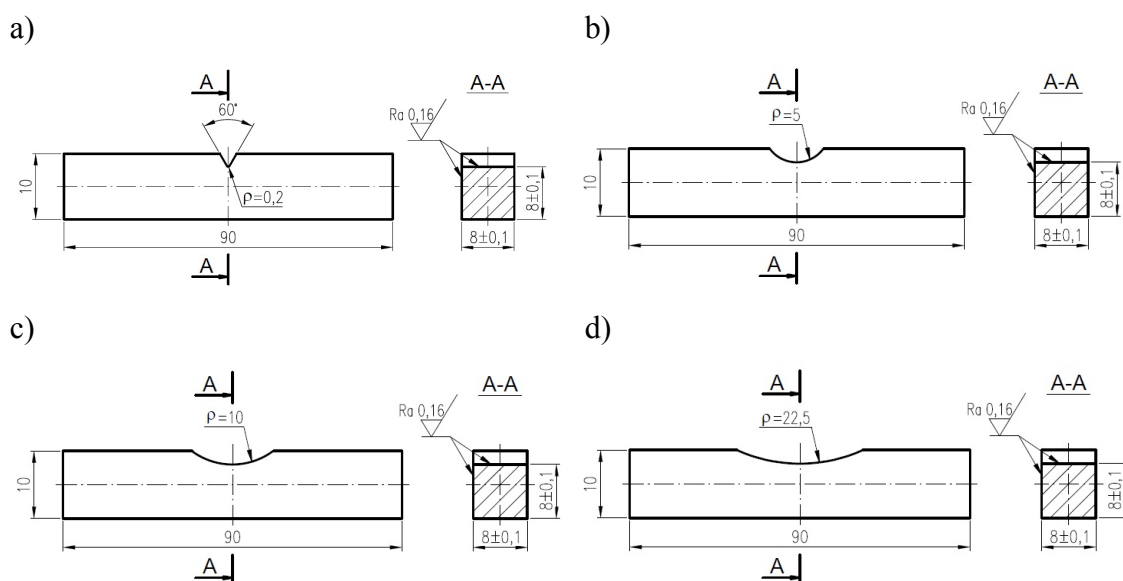
Do pomiaru przyrostu pęknięć zmęczeniowych używano mikroskopu przenośnego (lunety) (rys. 4.7) o stałym powiększeniu 25x z dokładnością $\Delta a = 0,01$ mm, rejestrując jednocześnie bieżącą liczbę cykli obciążenia N . Urządzenie do pomiaru przyrostu długości pęknięcia zmęczeniowego przedstawione na rys. 4.7 składa się z okularu (3) służącego do obserwacji rozwoju pęknięcia zmęczeniowego, śruby mikrometrycznej (2) i (6) do przesuwu poprzecznego i wzdłużnego oraz statywu (1) umożliwiającego przesuw lunety (5).



Rys. 4.7. Urządzenie do pomiaru przyrostu długości pęknięcia zmęczeniowego, gdzie:
1 – statyw, 2 i 6 – śruby mikrometryczne, 3 – okular, 4 – oświetlenie, 5 – luneta

4.2. Kształt próbek przyjętych do badań

Do badań rozwoju pęknięć zmęczeniowych zastosowano próbki o przekroju poprzecznym prostokątnym i wymiarach brutto 8x10 mm pokazane na rys. 4.8. Wykonano je zgodnie z normą PN-84/H-04308 [107]. Materiałem wyjściowym do ich wykonania był pręt ciągniony o średnicy 16 mm. Próbki miały nacięty karb zewnętrzny, jednostronny o długości $a_0 = 2$ mm oraz różne promienie zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm, 5 mm, 10 mm i 22,5 mm (rys. 4.8). Karby nacinano frezem, a powierzchnie szlifowano papierem ściernym o zmiennej ziarnistości (od P360 do P1200). Teoretyczny współczynnik kształtu karbu α_k w próbkach wyznaczono zgodnie z równaniem podanym przez Thuma i współautorów [155], który przy zginaniu wynosił odpowiednio dla: $\rho = 0,2$ mm $\alpha_k = 3,76$; $\rho = 5$ mm $\alpha_k = 1,24$; $\rho = 10$ mm $\alpha_k = 1,11$; $\rho = 22,5$ mm $\alpha_k = 1,04$.



Rys. 4.8. Kształt i wymiary próbek przyjętych do badań rozwoju pęknięć zmęczeniowych: a) $\rho = 0,2$ mm, b) $\rho = 5$ mm, c) $\rho = 10$ mm, d) $\rho = 22,5$ mm

4.3. Struktura i właściwości badanego materiału

Współcześnie obserwuje się znaczny wzrost produkcji części maszyn z lekkich metali nieżelaznych, w szczególności ze stopów aluminium. Wzrost zainteresowania stopami aluminium wynika z ich unikalnych właściwości, które powodują, że przy niewielkiej masie otrzymuje się materiały o wysokiej wytrzymałości doraźnej, dobrej

obrabiwalności i podatności na tłoczenie, odporności na korozję poprzez utworzenie cienkiej i szczelnej (pasywnej) warstewki Al_2O_3 oraz dobrej przewodności cieplnej i elektrycznej. Stopy aluminium mają korzystny stosunek wytrzymałości do ciężaru właściwego i jest on większy niż dla stali. Natomiast ciężar właściwy stopów aluminium jest około 3 razy mniejszy niż stali. Ponadto udurowienie stopów aluminium nie maleje wraz z obniżaniem temperatury, co powoduje, że w niskich temperaturach wykazują one większą odporność na uderzenia niż stale [156].

Do badań doświadczalnych użyto próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6 (AW-2017A-T4) o właściwościach wytrzymałościowych przedstawionych w tabeli 4.1 (badania własne [80, 120]) i opisanych w normie PN-EN 755-2 [106]. Stopy aluminium z miedzią i magnezem tzn. duraluminium zaliczane są do stopów o wysokich właściwościach wytrzymałościowych. Materiały takie znajdują szerokie zastosowanie w produkcji elementów konstrukcyjnych samolotów, pojazdów, środków transportu, kolejnictwa, sprzętu wojskowego, czy części do budowy maszyn takich jak, np. wałki, przekładnie, tłoki, głowice cylindrów, itp. Skład chemiczny stopu PA6 przedstawiono w tabeli 4.2 i opisano w normie PN-EN 573-3 [105].

Tabela 4.1. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stopu aluminium PA6

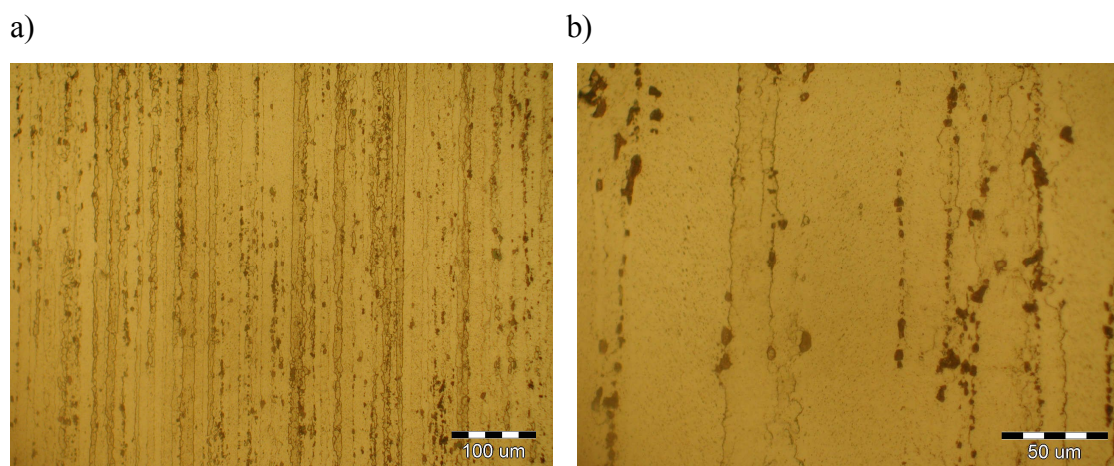
$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	E, GPa	ν , -
382	480	72	0,32

Tabela 4.2. Skład chemiczny stopu aluminium PA6 (w %)

Cu	Mn	Zn	Mg	Fe	Cr	Si	Ti	Al
4,15	0,65	0,50	0,69	0,70	0,10	0,45	0,20	reszta

Na zglądzie wzdłużnym stopu aluminium PA6 [104] przeważają mocno wydłużone ziarna roztworu stałego α (jaśniejsze) o zróżnicowanej wielkości, o szerokości dochodzącej do około 50 μm (rys. 4.9). Pomędzy dużymi wydłużonymi ziarnami widoczne są również skupiska bardzo drobnych równoosiowych ziaren fazy α w układzie pasmowym. Na tle roztworu stałego α występują liczne wydzielienia faz międzymetalicznych, szczególnie Al_2Cu , ale również Mg_2Si , AlCuMg [41, 120]. Wydzielienia fazy Al_2Cu występują głównie w układzie łańcuszkowym na granicach ziaren roztworu stałego, a ich wielkość nie przekracza 5 μm . Wydzielienia faz w istotny sposób wpływają na wytrzymałość i twardość stopów aluminium [68]. Mikrostruktura

materiału charakteryzuje się pasmowym ułożeniem ziaren zgodnie z kierunkiem przeróbki plastycznej. Mikrostrukturę materiału badano na zglądach metalograficznych, stosując mikroskop metalograficzny Olympus IX-70 przy powiększeniach od 50 do 750 razy.



Rys. 4.9. Struktura stopu aluminium PA6 przy powiększeniu: a) 200x, b) 500x

4.4. Metodyka opracowania wyników badań doświadczalnych

W pracy zamieszczono wyniki badań doświadczalnych, które odzwierciedlają zjawiska zachodzące w stopie aluminium PA6 w procesie pęknięcia zmęczeniowego przy zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. Wyniki badań przedstawiono w postaci wykresów długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{eq} . Badania przeprowadzono dla próbek o różnych promieniach zaokrąglenia dna karbu oraz dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu. Wyniki badań prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia opisano z użyciem równania Parisa (4.1) [99] oraz Formana (4.2) [48]:

$$\frac{da}{dN} = C_p (\Delta K_{eq})^{m_p}, \quad (4.1)$$

$$\frac{da}{dN} = C_F \frac{\Delta K_{eq}^{m_F}}{(1-R)K_{Ic} - \Delta K_{eq}}, \quad (4.2)$$

gdzie: $\Delta K_{eq} = K_{max} - K_{min}$ – zakres współczynnika intensywności naprężenia; C_p , m_p , C_F i m_F – współczynniki wyznaczone doświadczalnie, R – współczynnik asymetrii cyklu, K_{Ic} – krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężenia (dla stopu aluminium PA6 $K_{Ic} = 34,27 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [132]).

Zakres zmian ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{eq} dla mieszanego sposobu pęknięcia, tj. zginanie ze skręcaniem w przypadku proporcjonalnych obciążeń obliczono z równania:

$$\Delta K_{eq} = \sqrt{\Delta K_I^2 + 2,64 \Delta K_{III}^2}. \quad (4.3)$$

Zakres zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I dla zginania (I sposób pęknięcia) i ΔK_{III} dla skręcania (III sposób pęknięcia) obliczono z równań:

$$\Delta K_I = Y_I \Delta \sigma \cos^2 \alpha \sqrt{\pi(a_0 + a)}, \quad (4.4)$$

$$\Delta K_{III} = Y_{III} \Delta \tau \sin \alpha \cos \alpha \sqrt{\pi(a_0 + a)}, \quad (4.5)$$

gdzie: $\Delta \sigma$, $\Delta \tau$ – zakres naprężeń przy zginaniu i skręcaniu w okolicy dna karbu ($\Delta \sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$), a_0 – długość karbu, a – długość pęknięcia.

W przypadku czystego zginania do obliczenia zakresu WIN ΔK_I zastosowano równanie:

$$\Delta K_I = Y_I \Delta \sigma \sqrt{\pi(a_0 + a)}. \quad (4.6)$$

Współczynniki korekcyjne Y_I dla zginania [102] i Y_{III} dla skręcania [15] uwzględniające geometrię, obciążenie i skończoność wymiarów próbki obliczono z równań:

$$Y_I = 5 / \sqrt{20 - 13((a_0 + a)/w) - 7((a_0 + a)/w)^2}, \quad (4.7)$$

$$Y_{III} = \sqrt{(2w/(a_0 + a)) \text{tg}(\pi(a_0 + a)/2w)}, \quad (4.8)$$

gdzie w – wysokość próbki.

W prezentowanej pracy zaproponowano wprowadzenie dodatkowego (własnego) współczynnika korekcyjnego Y_{2FR} , który uwzględnia wpływ kształtu karbu:

$$Y_{2FR} = \sqrt{e^{-\beta}}, \quad (4.9)$$

gdzie: $\beta = \frac{-0,1\sqrt{\rho}(w - a_0)}{\sqrt{a}(1,4\rho + 2,5a)}$, ρ – promień zaokrąglenia dna karbu, a_0 – długość karbu,

a – długość pęknięcia.

Równanie (4.10) może być stosowane dla krótkich oraz długich pęknięć zmęczeniowych i wyraża się jako:

$$\Delta K_I = Y_I Y_{2FR} \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a_0)}. \quad (4.10)$$

Amplitudę naprężenia normalnego przy zginaniu i stycznego przy skręcaniu próbek o przekroju poprzecznym prostokątnym obliczono z równań:

$$\sigma_a = \frac{6M_{ag}}{bw^2}, \quad (4.11)$$

$$\tau_a = \frac{M_{as}}{k_1 wb^2}, \quad (4.12)$$

gdzie $k_1 = 0,208$ – współczynnik korekcyjny dla skręcania uwzględniający stosunek wysokości „w” do szerokości „b” próbki.

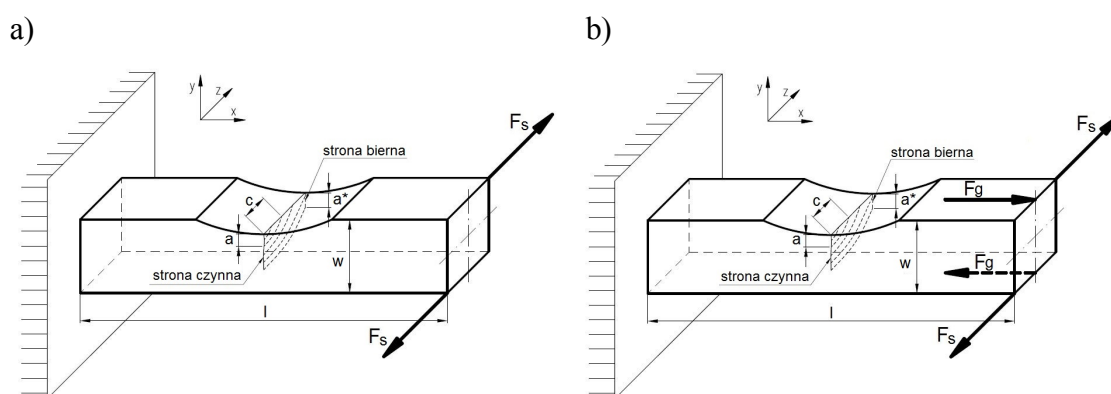
5. OBLICZENIA NUMERYCZNE METODĄ ELEMENTÓW BRZEGOWYCH

W rozdziale tym przedstawiono zastosowanie programu FRANC3D do obliczeń numerycznych, metodą elementów brzegowych (MEB), rozwoju pęknięć. Metoda elementów brzegowych wymaga dyskretyzacji tylko na brzegu badanego obszaru ciała bez ingerencji w obszar wewnętrzny. Program FRANC3D może być używany do modelowania pól naprężeń i przemieszczeń zarówno w zakresie liniowym, jak i nieliniowym oraz do obliczeń takich parametrów jak np. współczynnik intensywności naprężenia K czy rozwarcie wierzchołka pęknięcia CTOD. Przedmiotem obliczeń numerycznych były modele o takim samym kształcie jak próbki stosowane do badań doświadczalnych. Obliczenia numeryczne realizowano przy skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. Przykładowe wyniki obliczeń numerycznych uzyskane przy pomocy programu FRANC3D przedstawiono w postaci map naprężeń i rozwarcia wierzchołka pęknięcia (CTOD) dla przestrzennego modelu próbki. Przedstawiono różnice w rozwoju pęknięć przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem uzyskane z obliczeń numerycznych.

5.1. Opis programu FRANC3D

Analizę stanu naprężenia i rozwarcia wierzchołka pęknięcia (CTOD) w zamodelowanych próbkach wykonano MEB za pomocą programu FRANC3D [172]. Model geometryczny próbki oraz generacje siatki elementów brzegowych wykonano w programie OSM uruchamianym na nakładce systemowej CYGWIN działającej w systemie Windows. Pracę w programie OSM rozpoczęto od zamodelowania próbki wprowadzając współrzędne punktów tworząc figurę płaską wraz z karbem. Następnym krokiem było przekształcenie płaskiego konturu próbki w bryłę. Po wykonaniu przestrzennego modelu próbki zakończono prace w programie OSM i rozpoczęto w programie FRANC3D. Kolejny krok to wprowadzenie zakresu pracy (liniowo-sprężysty, sprężysto-plastyczny) i danych materiałowych takich jak: granica plastyczności, moduł Younga, współczynnik Poissona, gęstość materiału, krytyczna wartość, np. $WIN K_{Ic}$. Zdecydowano, że analiza zostanie przeprowadzona w oparciu o kinematyczny model umocnienia materiału i będzie miała charakter liniowo-sprężysty. Po wprowadzeniu powyżej wymienionych danych należy wskazać powierzchnie próbki, które mają zostać utwierdzone. Dla przedstawionego przykładu

obliczeń numerycznych, próbka jest utwierdzona jednym końcem (odbierając stopnie swobody węzłom) (rys. 5.1). Następnym etapem jest określenie sposobu i wartości obciążenia próbki. W programie FRANC3D nie można bezpośrednio wprowadzić momentu obciążenia, dlatego zastąpiono go parą sił (F_g i F_s) działających na ramieniu i przyłożonych do węzłów (krawędzi) próbki, jak pokazano na rys. 5.1. Próbka została poddana skręcaniu (rys. 5.1a) i zginaniu ze skręcaniem (rys. 5.1b) zgodnie z kierunkami osi x , y i z .

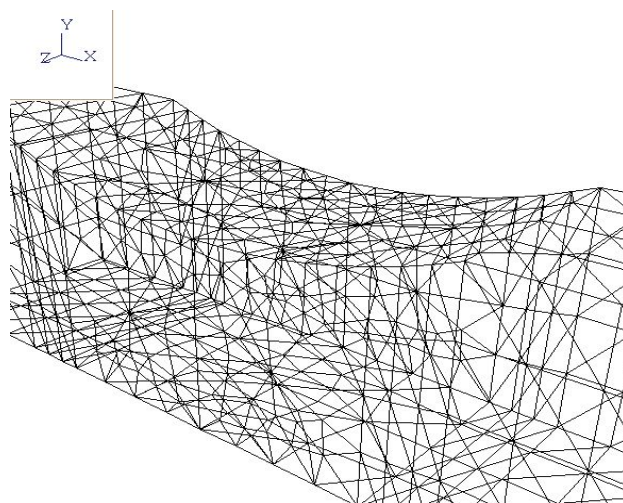


Rys. 5.1. Warunki brzegowe i obciążenie modelu próbki przy: a) skręcaniu, b) zginaniu ze skręcaniem

Mając zdefiniowane utwierdzenie i obciążenia próbki można przystąpić do tworzenia siatki elementów brzegowych. W programie FRANC3D istnieją dwa sposoby podziału odcinków (krawędzi modelu) na mniejsze odcinki symetryczne i niesymetryczne. Niesymetryczny podział umożliwia większe zagęszczenie siatki w miejscach, gdzie prognozuje się rozwój pęknięcia. Siatka elementów brzegowych została wygenerowana automatycznie. Wielkość i kształt elementów brzegowych zależy od podziału odcinka zamykającego dany obszar. Przykład siatki dla przedstawionego modelu przestrzennego został zbudowany z 1209 elementów trójkątnych (rys. 5.2). Ilość elementów brzegowych zwiększa się wraz z rozwojem pęknięcia [34, 42].

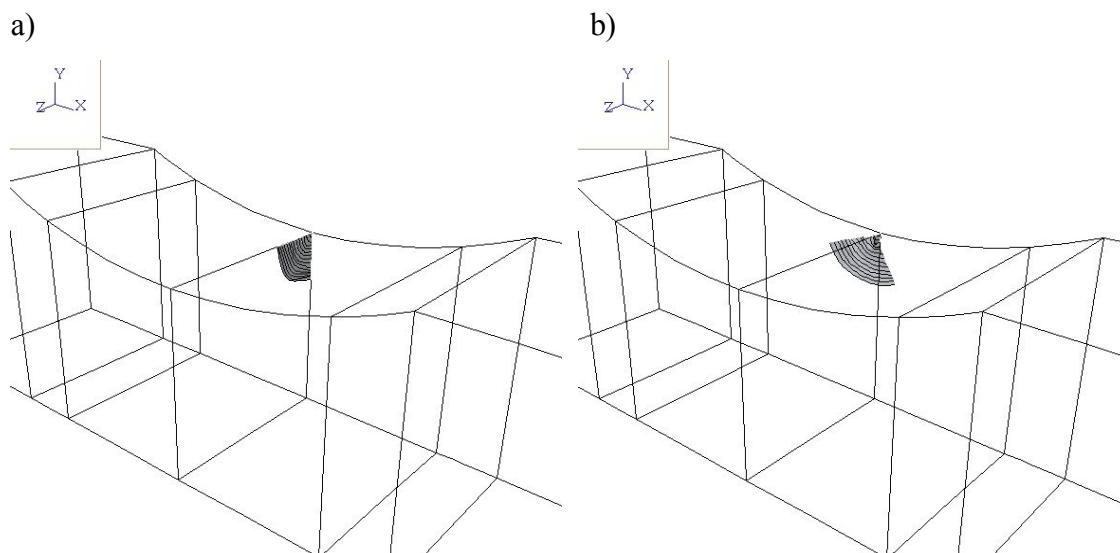
Na tak wykonanym modelu próbki dokonano obliczeń numerycznych stanu naprężenia i CTOD wokół pęknięcia. W modelu obliczeniowym pęknięcie przy skręcaniu zainicjowano w postaci łuku w dnie karbu o długości początkowej 0,1 mm na powierzchni bocznej i górnej próbki. Natomiast przy zginaniu ze skręcaniem długości początkowe wynosiły odpowiednio 0,1 mm i 0,3 mm. Kształty pęknięć zamodelowano

zgodnie z zaobserwowanymi podczas badań doświadczalnych (określono kształt i kierunek rozwoju pęknięcia).



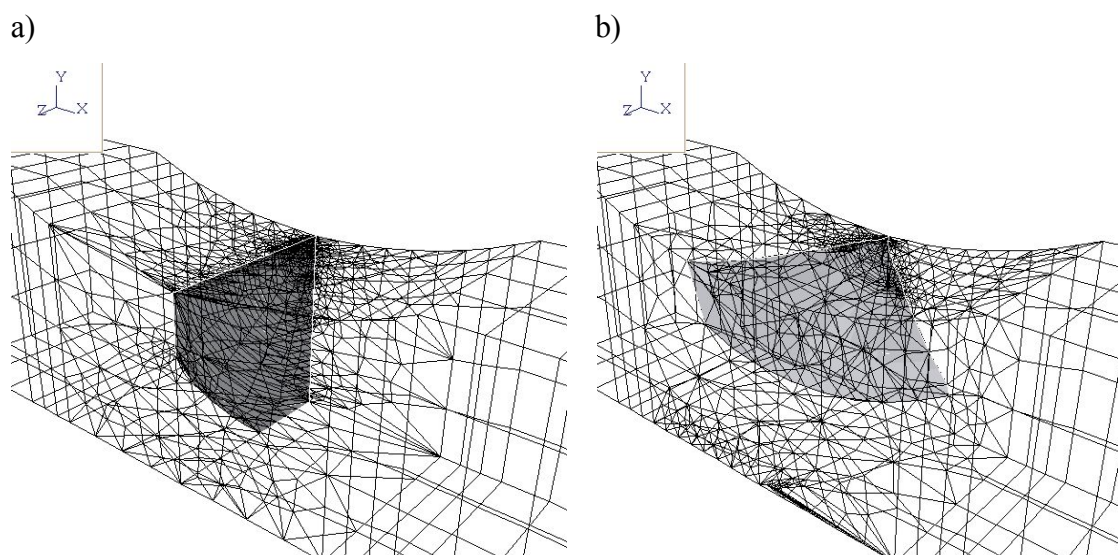
Rys. 5.2. Podział modelu próbki w okolicy dna karbu na elementy brzegowe

W pierwszych etapach rozwoju pęknięcia program FRANC3D, utworzy płaszczyznę pęknięcia, krawędziowo ćwierćeliptyczną w dnie karbu, pokazaną na rys. 5.3. Następnie pęknięcie przechodzi na wskroś próbki (różna długość pęknięcia z przodu i z tyłu próbki) jak pokazano na rys. 5.4.



Rys. 5.3. Płaszczyzna pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego w dnie karbu przy:

a) skręcaniu, b) zginaniu ze skręcaniem



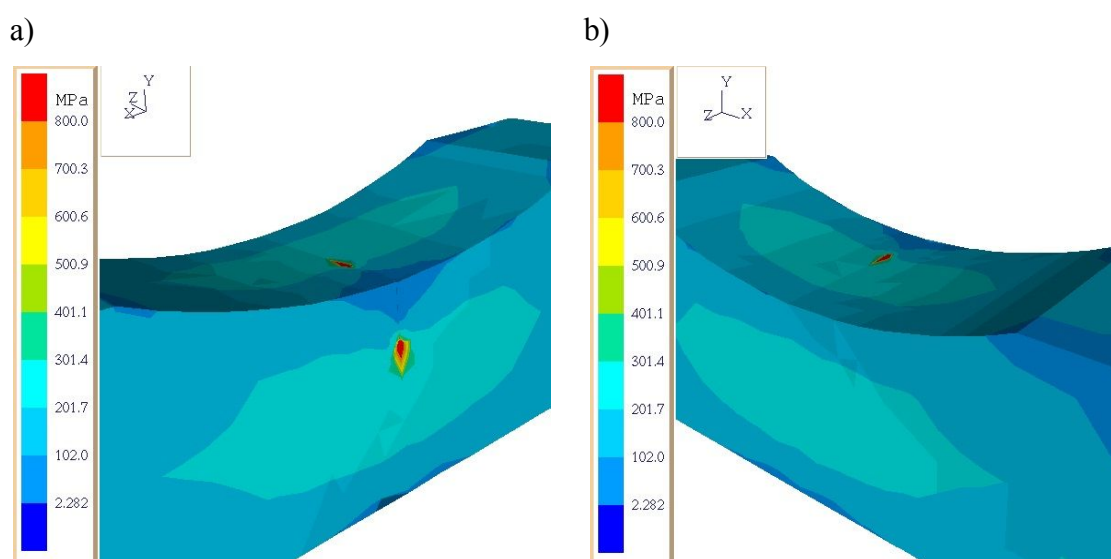
Rys. 5.4. Płaszczyzna pęknięcia na wskroś w dnie karbu z podziałem na elementy brzegowe przy: a) skręcaniu, b) zginaniu ze skręcaniem

Otrzymałą płaszczyznę pęknięcia należy podzielić na elementy brzegowe. Sposób podziału i wykonanie siatki elementów brzegowych, w miejscu zainicjowania pęknięcia, są takie same jak podczas generowania siatki całego modelu. Po wykonaniu powyższych czynności, wygenerowany przestrzenny model próbki z pęknięciem, jest gotowy do obliczeń numerycznych. Kolejnym etapem jest przeprowadzenie obliczeń numerycznych oraz przedstawienie wyników [33, 34].

5.2. Wyniki obliczeń numerycznych przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem

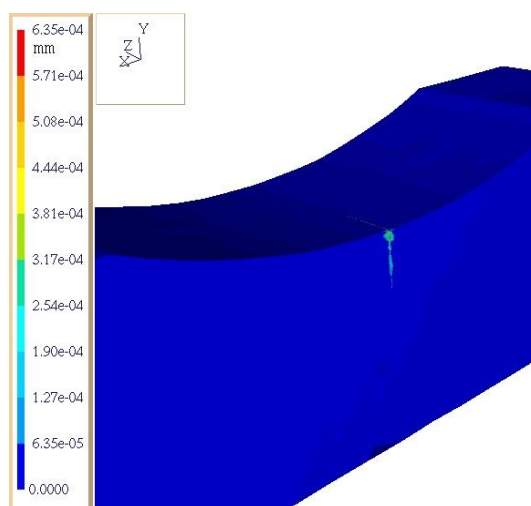
Wyniki obliczeń numerycznych przedstawiano w postaci map naprężeń i CTOD dla przestrzennego modelu próbki. Na rys. 5.5÷5.8 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń numerycznych dla modelu próbki z wstępnie zainicjowanym pęknięciem krawędziowo ćwierćeliptycznym. Natomiast na rys. 5.9÷5.12 pokazano wyniki dla modelu próbki z pęknięciem na wskroś. Obliczenia zostały wykonane przy skręcaniu (rys. 5.1a) i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem (rys. 5.1b). Obliczenia numeryczne wykonano metodą przyrostową dla długości pęknięć odpowiadających pęknięciom uzyskanym podczas badań doświadczalnych przy skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem [44]. Zauważono nierównomierny przyrost długości pęknięć po obu stronach bocznych próbek, tzn. z przodu (strona czynna) i tyłu (strona bierna). Rozwój pęknięć zadawano w programie tak, aby przebiegał

dwuetapowo. Najpierw realizowano pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptyczne, które następnie przechodziły w pęknięcia na wskroś. Na rys. 5.5 przedstawiono rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) dla obciążenia $M_s = 15,84 \text{ N}\cdot\text{m}$ przy skręcaniu z pęknięciem krawędziowo ćwierćeliptycznym o długości pęknięcia $a = 2,00 \text{ mm}$ i głębokości $c = 2,20 \text{ mm}$. Z rys. 5.5 wynika, że największe wartości naprężeń występują w wierzchołku pęknięcia na powierzchni bocznej próbki i wynoszą około 800 MPa .

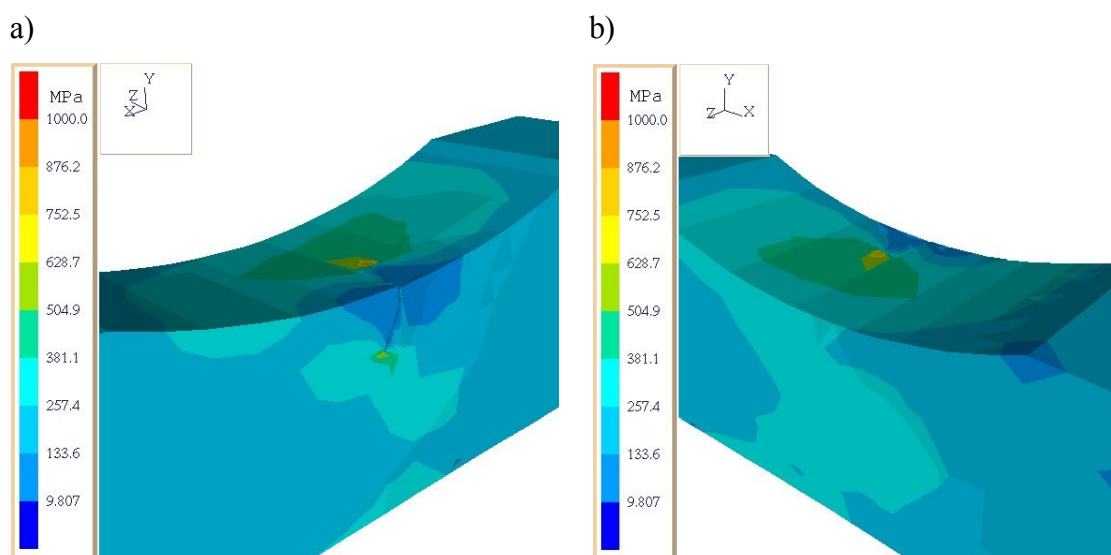


Rys. 5.5. Rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) w modelu próbki z pęknięciem krawędziowo ćwierćeliptycznym o długości pęknięcia $a = 2,00 \text{ mm}$ i głębokości $c = 2,20 \text{ mm}$ przy skręcaniu: a) strona czynna, b) strona bierna

Na rys. 5.6 przedstawiono CTOD dla obciążenia $M_s = 15,84 \text{ N}\cdot\text{m}$ przy skręcaniu dla pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego o długości pęknięcia $a = 2,00 \text{ mm}$ i głębokości $c = 2,20 \text{ mm}$. Natomiast na rys. 5.7 przedstawiono rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) dla obciążenia $M_{gs} = 15,84 \text{ N}\cdot\text{m}$ przy zginaniu ze skręcaniem z pęknięciem krawędziowo ćwierćeliptycznym o długości pęknięcia $a = 2,50 \text{ mm}$ i głębokości $c = 2,80 \text{ mm}$. Z rys. 5.7 wynika, że największe wartości naprężeń występują w wierzchołku pęknięcia na górnej powierzchni próbki i wynoszą około 752 MPa . Porównując rys. 5.5 i rys. 5.7 zauważono, że większe wartości naprężeń występują przy skręcaniu niż przy zginaniu ze skręcaniem. Jednak ze względu na różnice w długościach pęknięć porównanie tych wartości jest obarczone błędem.

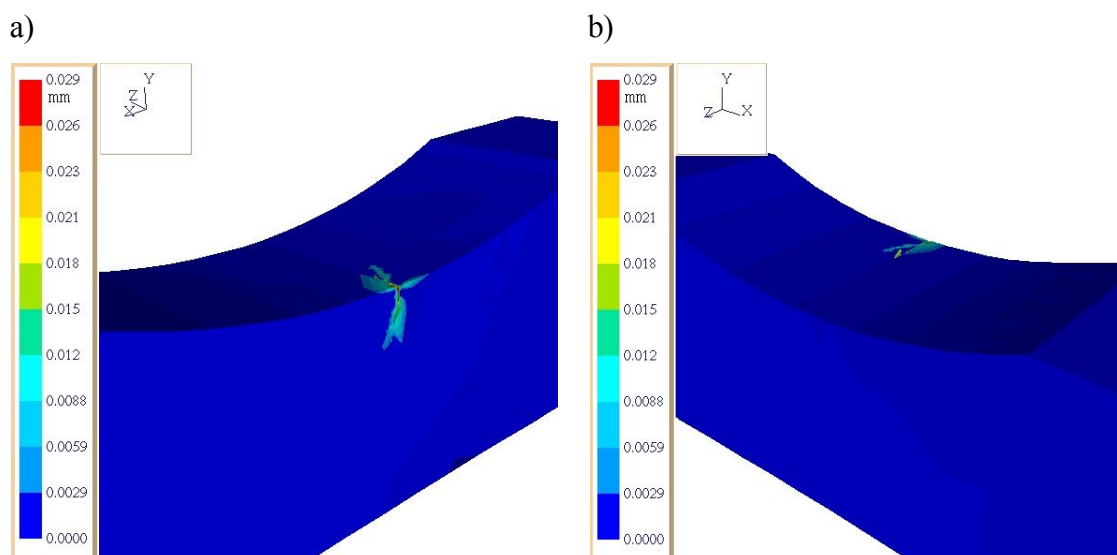


Rys. 5.6. Rozwarcie wierzchołka pęknięcia dla pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego o długości pęknięcia $a = 2,00$ mm i głębokości $c = 2,20$ mm (strona czynna) przy skręcaniu



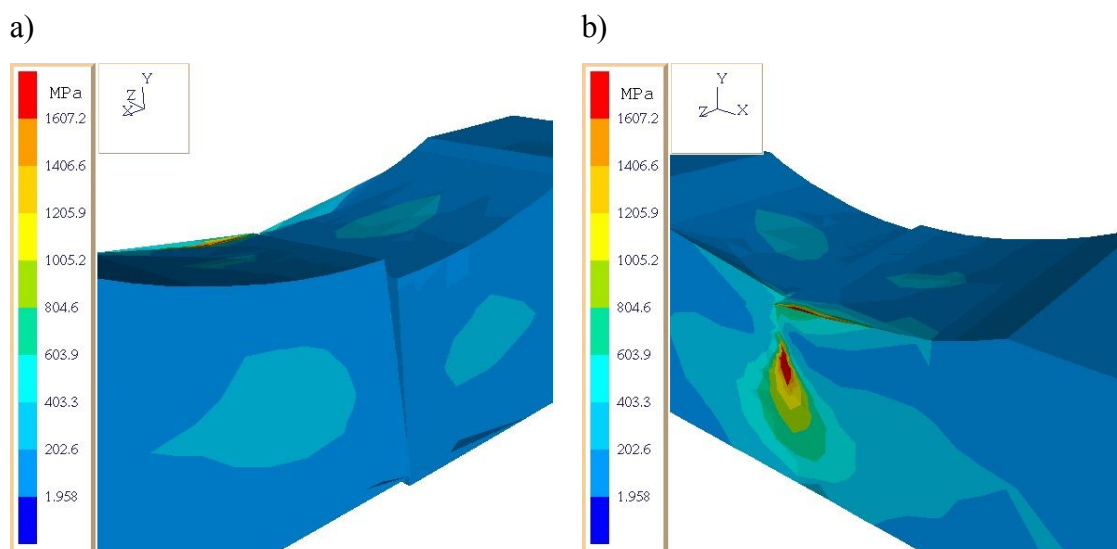
Rys. 5.7. Rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) w modelu próbki z pęknięciem krawędziowo ćwierćeliptycznym o długości pęknięcia $a = 2,50$ mm i głębokości $c = 2,80$ mm przy zginaniu ze skręcaniem: a) strona czynna, b) strona bierna

Na rys. 5.8 przedstawiono CTOD dla obciążenia $M_{gs} = 15,84$ N·m przy zginaniu ze skręcaniem dla pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego o długości pęknięcia $a = 2,50$ mm i głębokości $c = 2,80$ mm. Porównując rys. 5.6 i rys. 5.8 zauważono, że większe wartości rozwarcia wierzchołka pęknięcia obserwowano przy zginaniu ze skręcaniem niż przy skręcaniu.



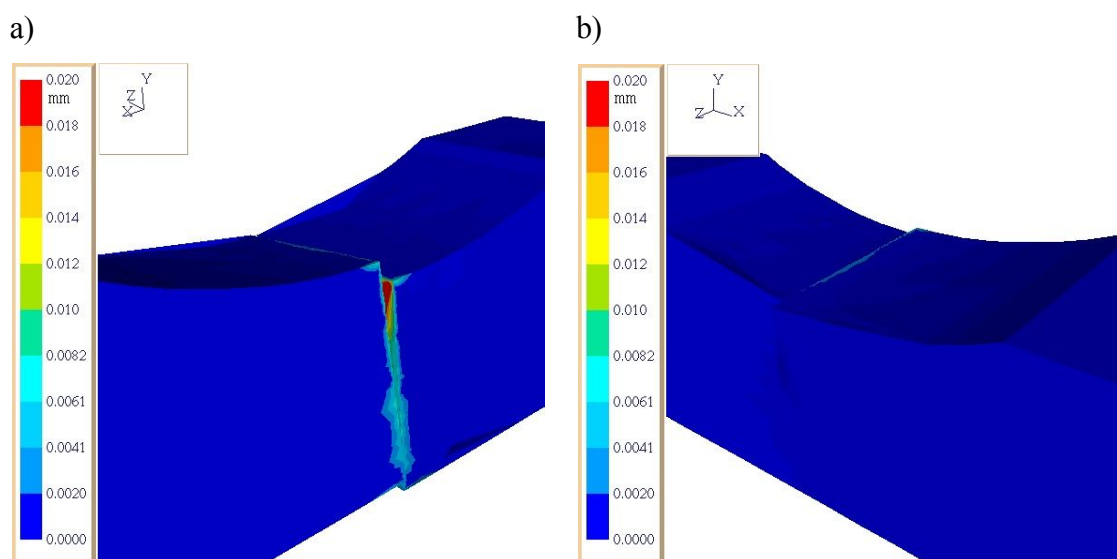
Rys. 5.8. Rozwarcie wierzchołka pęknięcia (CTOD) dla pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego o długości pęknięcia $a = 2,50$ mm i głębokości $c = 2,80$ mm przy zginaniu ze skręcaniem: a) strona czynna, b) strona bierna

Na rys. 5.9÷5.12 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń numerycznych dla modelu próbki z pęknięciem na wskroś. Pomiaru długości pęknięcia dokonano dla obu bocznych powierzchni próbki. Po stronie czynnej (rys. 5.9a) długości pęknięć były większe niż po stronie biernej (rys. 5.9b). Większa długość pęknięcia po stronie czynnej powoduje zmniejszenie przekroju niepękniętego próbki, co powoduje wzrost naprężenia. Do obliczeń przyjmuje się długości pęknięć dla strony czynnej, ponieważ to one mają główny wpływ na zniszczenie próbek. Na rys. 5.9 przedstawiono rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) dla obciążenia $M_s = 15,84$ N·m przy skręcaniu z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia (strona czynna próbki) $a = 8,00$ mm i (strona bierna próbki) $a^* = 2,50$ mm. Z rys. 5.9 wynika, że największe wartości naprężeń występują w wierzchołku pęknięcia na powierzchni bocznej próbki i wynoszą około 1607 MPa. Na rys. 5.10 przedstawiono CTOD dla obciążenia $M_s = 15,84$ N·m przy skręcaniu z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 8,00$ mm i $a^* = 2,50$ mm.



Rys. 5.9. Rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) w modelu próbki z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 8,00$ mm i $a^* = 2,50$ mm przy skręcaniu:

a) strona czynna, b) strona bierna

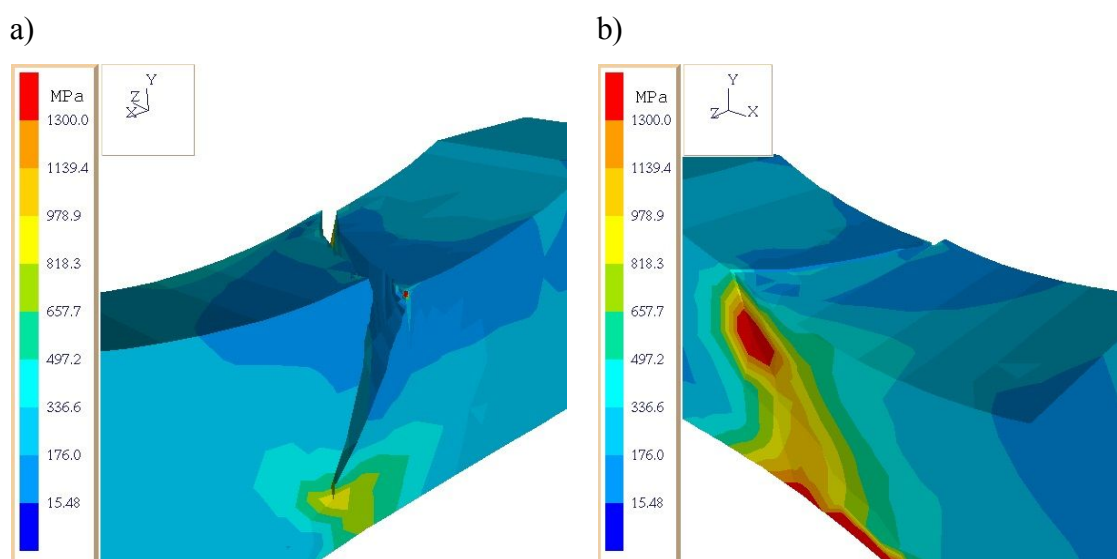


Rys. 5.10. Rozwarcie wierzchołka pęknięcia w modelu próbki z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 8,00$ mm i $a^* = 2,50$ mm przy skręcaniu:

a) strona czynna, b) strona bierna

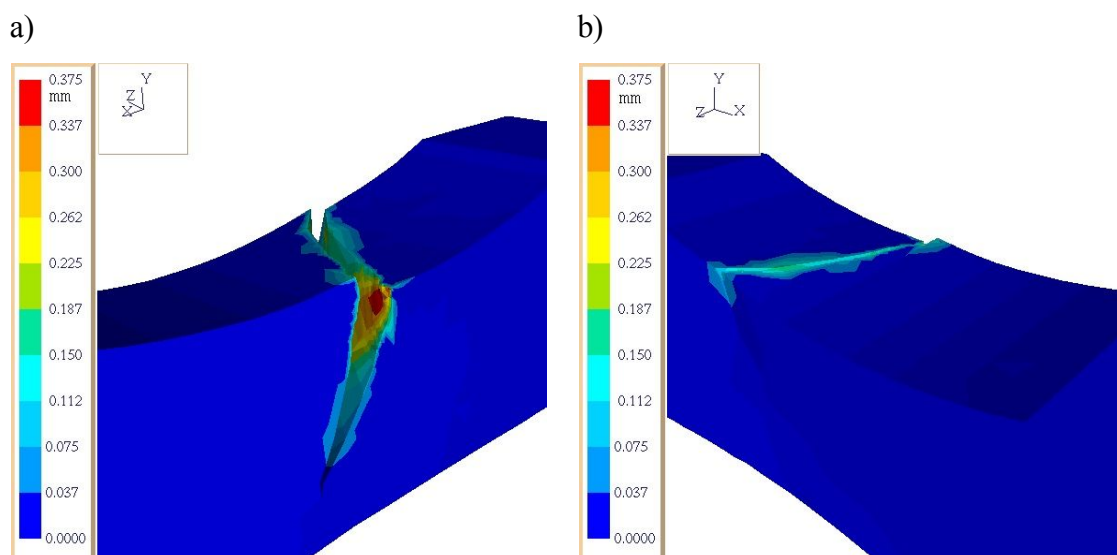
Na rys. 5.11 przedstawiono rozkład naprężeń (według Hubera-Misesa) dla obciążenia $M_{gs} = 15,84$ N·m przy zginaniu ze skręcaniem z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 6,10$ mm i $a^* = 2,60$ mm. Porównując rys. 5.9 i rys. 5.11 można zauważyć, że przy skręcaniu występują większe różnice w długościach pęknięć po obu stronach bocznych próbki niż w przypadku zginania ze skręcaniem. Niezależnie od

zastosowanego stosunku M_s do M_g zawsze obserwowano różnice w przyrostach długości pęknięć po stronie czynnej i biernej próbek. Z rys. 5.11 wynika, że największe wartości naprężeń występują w wierzchołku pęknięcia na powierzchni bocznej próbki i wynoszą około 1300 MPa. Porównując rys. 5.9 i rys. 5.11 zauważono, że większe wartości naprężeń występują przy skręcaniu niż przy zginaniu ze skręcaniem. Jednak ze względu na różnice w długościach pęknięć porównanie tych wartości jest obarczone błędem.



Rys. 5.11. Rozkład naprężenia (według Hubera-Misesa) w modelu próbki z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 6,10$ mm i $a^* = 2,60$ mm przy zginaniu ze skręcaniem: a) strona czynna, b) strona bierna

Na rys. 5.12 przedstawiono CTOD dla obciążenia $M_{gs} = 15,84$ N·m przy zginaniu ze skręcaniem z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 6,10$ mm i $a^* = 2,60$ mm. Porównując rys. 5.10 i rys. 5.12 można zauważyć, że większe wartości rozwarcia wierzchołka pęknięcia obserwowano przy zginaniu ze skręcaniem niż przy skręcaniu.



Rys. 5.12. Rozwarcie wierzchołka pęknięcia (CTOD) w modelu próbki z pęknięciem na wskroś o długości pęknięcia $a = 6,10$ mm i $a^* = 2,60$ mm przy zginaniu ze skręcaniem:

a) strona czynna, b) strona bierna

W celu przedstawienia różnic porównano przykładowe naprężenia nominalne otrzymane z MEB (obliczenia numeryczne) i obliczone analitycznie. Dla długości czynnej pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego $a = 2,00$ mm przy skręcaniu otrzymano naprężenia $\tau_n = 175,7$ MPa z MEB, natomiast z metody analitycznej $\tau_n = 162,1$ MPa. Przy zginaniu ze skręcaniem dla długości czynnej pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego $a = 2,50$ mm z MEB naprężenie wynosi $\sigma_n = 242,7$ MPa, a z metody analitycznej $\sigma_n = 266,6$ MPa. Z porównania dwóch metod obliczeń dla prezentowanego przykładu wynika, że błąd względny nie przekracza 10%.

5.3. Podsumowanie

Na podstawie przedstawionych przykładowych wyników obliczeń numerycznych stwierdzono, że program FRANC3D jest bardzo przydatny przy analizie modeli przestrzennych do wyznaczenia stanu naprężenia w okolicy karbu, rozwarcia wierzchołka pęknięcia i współczynnika intensywności naprężenia K . Dla prezentowanych pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych wartości naprężenia są wyższe o około 6,3% przy skręcaniu niż przy zginaniu ze skręcaniem. Natomiast dla pęknięć na wskroś naprężenia są wyższe o około 23,6% przy skręcaniu niż przy zginaniu ze skręcaniem. Ze względu na różnice w długościach pęknięć porównanie tych

wartości jest obarczone błędem. Otrzymanie takich wyników obliczeń spowodowane jest tym, że przy skręcaniu występuje większy nierównomierny rozwój pęknięć po obu stronach bocznych próbek niż przy zginaniu ze skręcaniem (zmniejszenie niepękniętego przekroju poprzecznego próbki powoduje wzrost wartości naprężenia). Porównując MEB dla przedstawionych przykładów obliczeń z metodą analityczną wyliczono, że błąd względny nie przekracza 10%. Przy skręcaniu dla pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych wyniki uzyskane za pomocą obliczeń numerycznych dają większe wartości naprężenia niż otrzymane metodą analityczną, natomiast przy zginaniu ze skręcaniem tendencja jest odwrotna. W MEB do obliczeń stosowane są wartości naprężeń lokalnych natomiast w metodzie analitycznej uzyskuje się wartości naprężeń nominalnych, co utrudnia ich porównanie. W MEB dzięki dodatkowym wykresom można określić, w jakiej odległości od wierzchołka pęknięcia występują wartości nominalne i wówczas spróbować porównać je ze sobą. W obecnym przypadku błąd uzyskany z porównania tych dwóch metod wynosi około 10% co pozwala stwierdzić, że wyniki te są porównywalne.

6. BADANIA DOŚWIADCZALNE ROZWOJU PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH

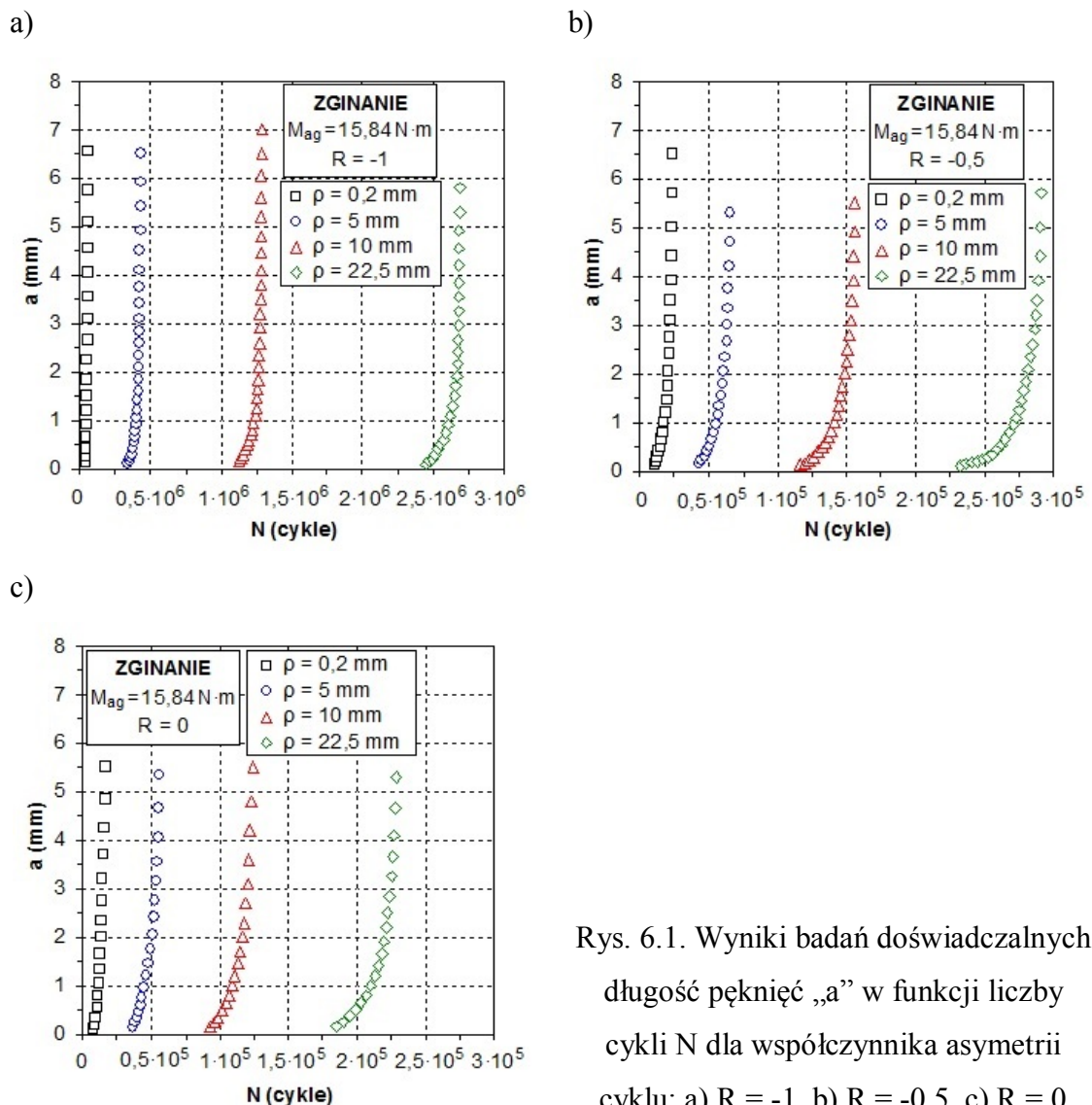
Próbki jednostronnie utwierdzone poddawano zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnemu zginaniu ze skręcaniem przy stałej amplitudzie momentu $M_{ag} = M_{as} = M_{ags} = 15,84 \text{ N}\cdot\text{m}$, która odpowiada nominalnej amplitudzie naprężenia normalnego $\sigma_a = 185,6 \text{ MPa}$ przy zginaniu i amplitudzie naprężenia stycznego $\tau_a = 148,8 \text{ MPa}$ przy skręcaniu (do inicjacji pęknięcia). Badania realizowano przy obciążeniu z kontrolowaną siłą (w tym przypadku kontrolowano amplitudę momentu zginającego i skręcającego). Kontrolę amplitudy momentu M_a prowadzono przy pomocy komputera (programu LabVIEW), który rejestrował przebieg zmian momentu podczas całego cyklu badań. Stosowano obciążenia sinusoidalnie zmienne o współczynniku asymetrii cyklu $R = -1; -0,5$ i 0 oraz częstotliwości obciążenia $28,4 \text{ Hz}$ ($28,0 \text{ Hz}$ dla obciążenia z udziałem wartości średniej). Badania doświadczalne prowadzono na trzech próbkach dla każdego poziomu obciążenia zgodnie z normą PN-84/H-04333 [110].

6.1. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu

W podrozdziale zaprezentowano wyniki badań wpływu koncentratora naprężenia oraz wpływu współczynnika asymetrii cyklu na rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach poddanych zginaniu. Wyniki badań doświadczalnych przedstawiono w postaci wykresów długości pęknięć w funkcji liczby cykli $a = f(N)$ (rys. 6.1) oraz wykresów prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia $da/dN = f(\Delta K_I)$ (rys. 6.2).

Na rys. 6.1 został przedstawiony wykres, z którego wynika, że wzrost promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2 \text{ mm}$ na $\rho = 22,5 \text{ mm}$ powoduje zwiększenie trwałości zmęczeniowej badanych próbek o ponad 79 razy dla współczynnika $R = -1$. Natomiast dla $R = -0,5$ wzrost ten wynosi ponad 12 razy, a dla $R = 0$ ponad 13 razy. Analizując przebieg wykresu można zauważyć, że zmieniając promień zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2 \text{ mm}$ na $\rho = 5 \text{ mm}$, następuje wzrost trwałości zmęczeniowej próbek o ponad 12 razy dla $R = -1$. Z kolei dla $R = -0,5$ i $R = 0$ wzrost ten wynosi około 3 razy. Zmiana promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 5 \text{ mm}$ na $\rho = 10 \text{ mm}$ powoduje wzrost trwałości o około 3 razy dla $R = -1$, a dla $R = -0,5$ i $R = 0$ wzrost ten wynosi około 2 razy.

Natomiast zmiana promienia karbu z $\rho = 10$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje wzrost trwałości o około 2 razy dla wszystkich badanych współczynników asymetrii cyklu. Zmiana współczynnika asymetrii cyklu z $R = -1$ na $R = 0$ dla promienia zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm powoduje dwukrotny spadek trwałości zmęczeniowej badanych próbek. Natomiast dla pozostałych promieni zaokrąglenia dna karbu $\rho = 5$ mm, 10 mm i $22,5$ mm spadki trwałości są odpowiednio ośmiokrotne, dziesięciokrotne i dwunastokrotne.

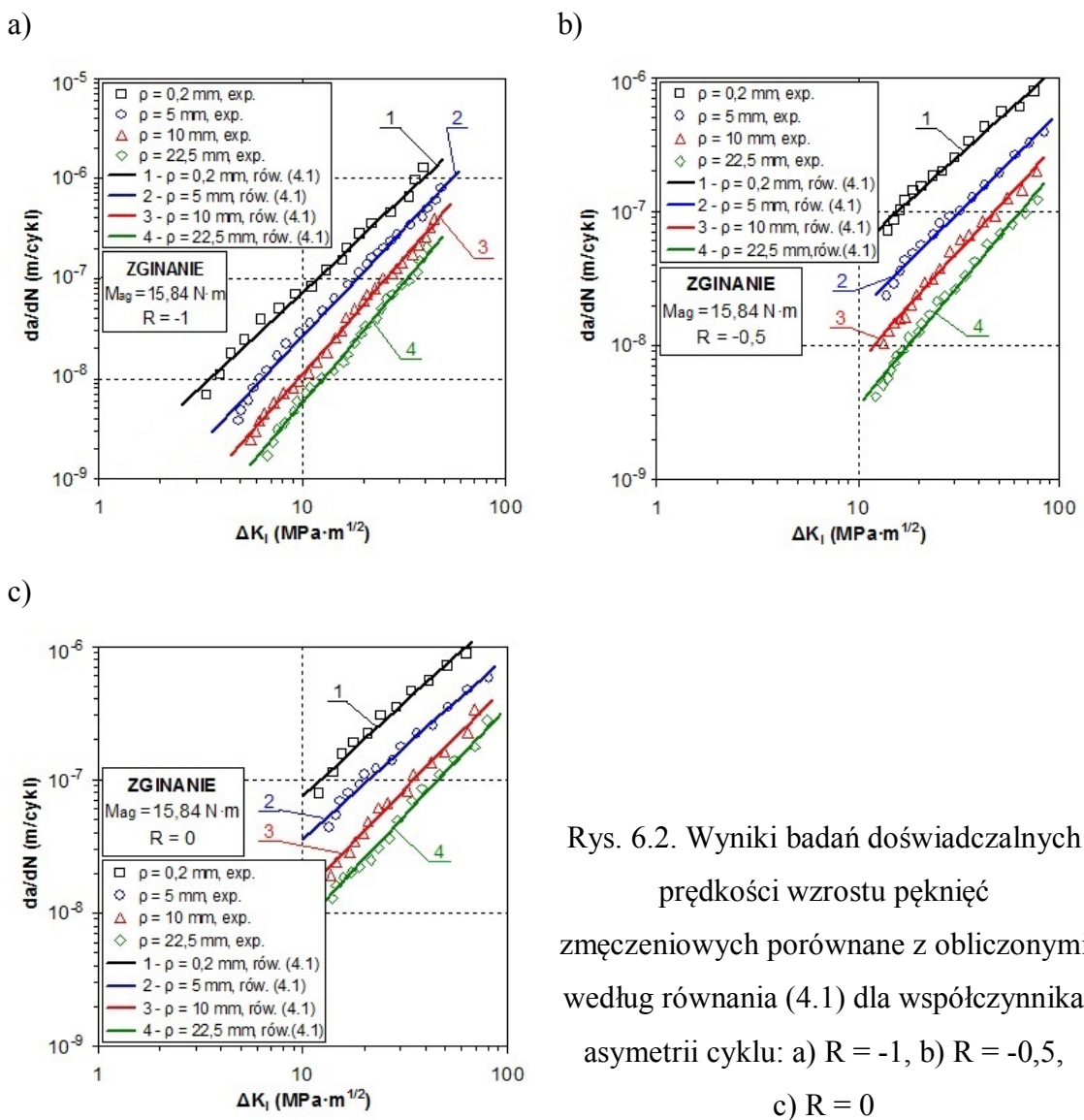


Rys. 6.1. Wyniki badań doświadczalnych długość pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$, c) $R = 0$

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach wykonanych ze stopu aluminium PA6 poddanych zginaniu potwierdzono, że zmiana współczynnika asymetrii cyklu od $R = -1$ do $R = 0$ powoduje

spadek trwałości zmęczeniowej próbek dla wszystkich badanych typów koncentratorów naprężenia. Ponadto potwierdzono, że zmiana kształtu karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje znaczny wzrost trwałości zmęczeniowej próbek dla badanych współczynników R.

Następnie przedstawiono wykresy prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I przy zginaniu (rys. 6.2) opisanych z użyciem równania Parisa (4.1). Z przebiegu wykresów na rys. 6.2 można zauważyć, że wraz ze zmianą promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm następuje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych.



Rys. 6.2. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$, c) $R = 0$

Dla przykładu, na rys. 6.2a, ($R = -1$) przy stałej wartości zakresu współczynnika intensywności naprężenia $\Delta K_I = 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, prędkość pęknięcia spada z $da/dN = 1,50 \cdot 10^{-7} \text{ m/cykl}$ (dla $\rho = 0,2 \text{ mm}$) na $da/dN = 8,10 \cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $\rho = 5 \text{ mm}$), następnie z $da/dN = 3,50 \cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $\rho = 10 \text{ mm}$) na $da/dN = 1,45 \cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $\rho = 22,5 \text{ mm}$). Zatem zmieniając promień zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2 \text{ mm}$ na $\rho = 22,5 \text{ mm}$ następuje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych odpowiednio o około 10 razy, 9 razy oraz 6 razy dla $R = -1, -0,5$ i 0 .

Analizując przebiegi wykresów na rys. 6.2 potwierdzono, że zmiana wartości promienia zaokrąglenia dna karbu (z $\rho = 22,5 \text{ mm}$ na $\rho = 0,2 \text{ mm}$) znacząco wpływa na wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych dla badanych współczynników R , natomiast zmiana współczynnika asymetrii cyklu od $R = -1$ do $R = 0$ również powoduje wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych. Dla przykładu zmieniając wartość współczynnika asymetrii cyklu od $R = -1$ do $R = 0$ (dla $\rho = 22,5 \text{ mm}$) przy stałej wartości zakresu WIN $\Delta K_I = 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, prędkość pęknięcia wzrasta z $da/dN = 1,14 \cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $R = -1$) na $da/dN = 1,98 \cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $R = 0$). Zatem wzrost ten wynosi około 2 razy.

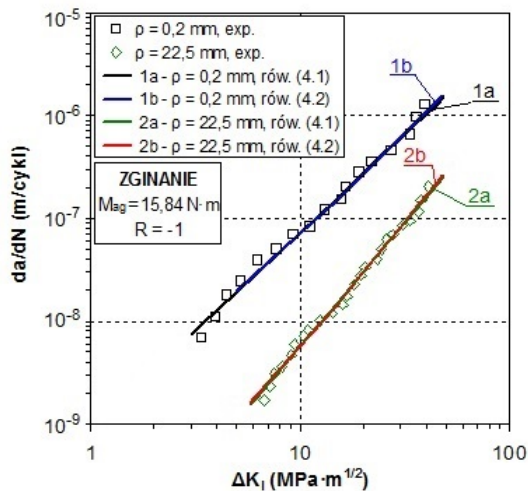
Występujące we wzorze (4.1) współczynniki C_P i m_P wyznaczone na podstawie badań doświadczalnych obliczono metodą najmniejszych kwadratów [56] i przedstawiono w tabeli 6.1, gdzie również podano współczynniki korelacji r na poziomie istotności $\alpha = 0,05$. Wyniki badań przy zginaniu obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 18%. Współczynniki korelacji r we wszystkich przypadkach przyjmują wartości bliskie 1, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem (4.1). Na podstawie wyników zamieszczonych w tabeli 6.1 można zauważyć, że współczynniki C_P i wykładniki m_P dla różnych współczynników asymetrii cyklu R przyjmują różne wartości. Wartości współczynników C_P i wykładników m_P różnią się dla badanych współczynników R co świadczy, że współczynnik R ma wpływ na przesunięcie i pochylenie krzywej.

Ze względu na to, że badania doświadczalne były wykonywane dla różnych współczynników asymetrii cyklu R , dokonano weryfikacji opisu wyników badań doświadczalnych za pomocą równania nieliniowego Formana (4.2), uwzględniającego współczynnik R , w celu porównania wyników z równaniem Parisa (4.1). Na rys. 6.3 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń za pomocą równania Parisa (4.1) i Formana (4.2) przy zginaniu dla $R = -1$ oraz $R = -0,5$.

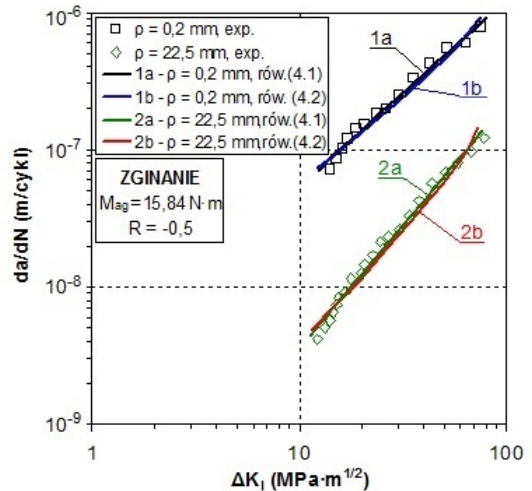
Tabela. 6.1. Współczynniki C_P i m_P równania (4.1) i współczynniki korelacji r dla wykresów pokazanych na rys. 6.2

rysunek	wykres	R	C_P , $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_P	r
6.2a	1	-1	$9,258 \cdot 10^{-10}$	1,899	0,994
6.2a	2	-1	$1,902 \cdot 10^{-10}$	2,140	0,995
6.2a	3	-1	$5,289 \cdot 10^{-11}$	2,319	0,996
6.2a	4	-1	$2,260 \cdot 10^{-11}$	2,403	0,996
6.2b	1	-0,5	$2,307 \cdot 10^{-9}$	1,366	0,994
6.2b	2	-0,5	$5,549 \cdot 10^{-10}$	1,497	0,994
6.2b	3	-0,5	$1,654 \cdot 10^{-10}$	1,654	0,993
6.2b	4	-0,5	$5,574 \cdot 10^{-11}$	1,799	0,992
6.2c	1	0	$2,910 \cdot 10^{-9}$	1,412	0,991
6.2c	2	0	$1,513 \cdot 10^{-9}$	1,376	0,989
6.2c	3	0	$3,720 \cdot 10^{-10}$	1,573	0,990
6.2c	4	0	$1,933 \cdot 10^{-10}$	1,631	0,992

a)



b)



Rys. 6.3. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) i (4.2) dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$

Wyniki przedstawione na rys. 6.3 świadczą o tym, że współczynnik asymetrii cyklu R występujący w równaniu Formana (4.2) nie ma, w tym zakresie, istotnego wpływu na

dokładność opisu wyników badań doświadczalnych. Dla $R = -1$ różnica pomiędzy wynikami z równania Parisa (4.1), a wynikami z równania Formana (4.2) wynosi mniej niż 2%, natomiast dla współczynnika $R = -0,5$ różnica wynosi poniżej 5%. W związku z tym postanowiono wykonać obliczenia zgodnie z równaniem Parisa, gdyż jest ono uproszczone. W tabeli 6.2 przedstawiono współczynniki C_F i m_F występujące we wzorze (4.2), jak również podano wartości współczynników korelacji wielokrotnej r_w na poziomie istotności $\alpha = 0,05$ [120]. Natomiast współczynniki C_p , m_p oraz r dla krzywych 1a i 2a z rys. 6.3 przedstawiono w tabeli 6.1 (tj. rys. 6.2a wykres 1 i 4 oraz rys. 6.2b wykres 1 i 4).

Tabela. 6.2. Współczynniki C_F i m_F równania (4.2) i współczynniki r_w dla wykresów pokazanych na rys. 6.3

rysunek	wykres	R	C_F , $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_F	r_w
6.3a	1b	-1	$3,429 \cdot 10^{-7}$	1,189	0,996
6.3a	2b	-1	$3,528 \cdot 10^{-8}$	0,950	0,995
6.3b	1b	-0,5	$1,311 \cdot 10^{-6}$	0,696	0,995
6.3b	2b	-0,5	$2,869 \cdot 10^{-8}$	1,152	0,994

6.2. Wpływ mikrostruktury materiału na rozwój pęknięć przy zginaniu

Podrozdział ma na celu przedstawienie wpływu mikrostruktury stopów aluminium PA6 na rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu wahadłowym. Ponadto wykonano dodatkowe badania stopu PA7, aby porównać ścieżki rozwoju pęknięć zmęczeniowych oraz trwałości zmęczeniowej w obu stopach aluminium PA6 i PA7.

W tabeli 6.3 przedstawiono wybrane właściwości wytrzymałościowe dla stopu PA7 (badania własne [85]). Natomiast w tabeli 6.4 przedstawiono skład chemiczny stopu PA7 (AW-2024-T4) w celu dokonania porównania ze stopem PA6.

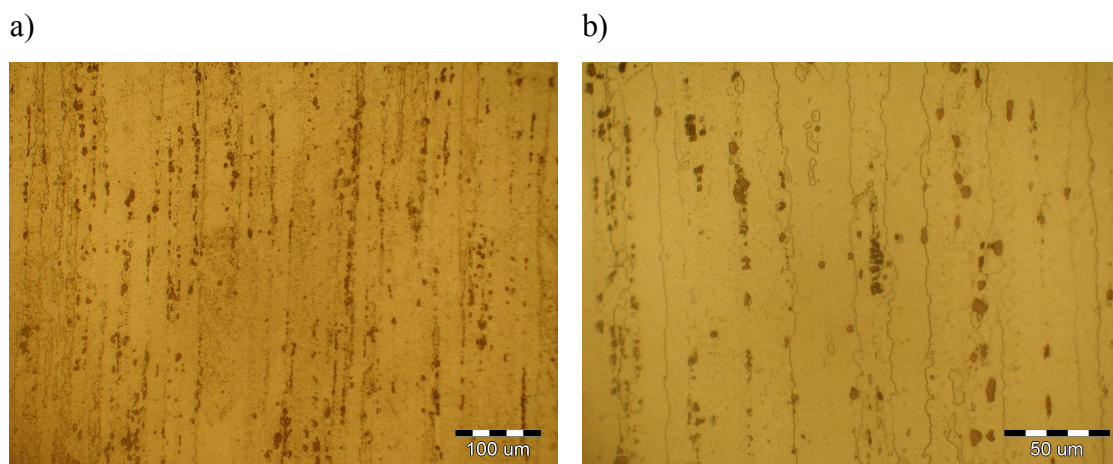
Tabela 6.3. Wybrane właściwości wytrzymałościowe stopu aluminium PA7

$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	E, GPa	ν , -
432	552	77,5	0,33

Tabela 6.4. Skład chemiczny stopu aluminium PA7 (w %)

Cu	Mn	Zn	Mg	Fe	Cr	Si	Ti	Al
4,40	0,62	0,08	1,70	0,25	0,01	0,13	0,05	reszta

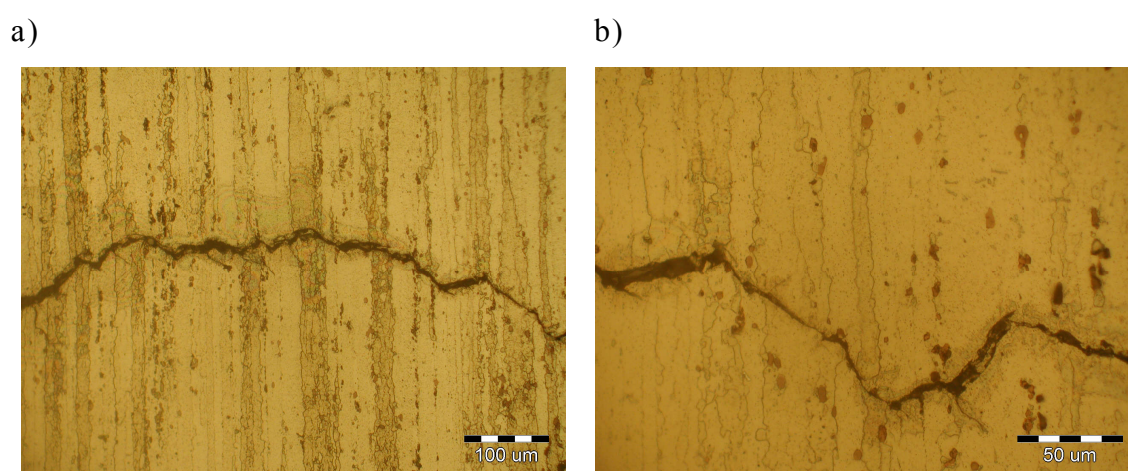
W strukturze stopu PA7 (rys. 6.4), podobnie jak stopu PA6 (rys. 4.9) obserwuje się, mocno wydłużone ziarna roztworu stałego α o zróżnicowanej wielkości i o szerokości dochodzącej do około 40 μm . Pomędzy dużymi, wydłużonymi ziarnami występują również skupiska bardzo drobnych, równoosiowych ziaren fazy α w układzie pasmowym. W strukturze widoczne są liczne wydzielienia faz międzymetalicznych, głównie Al_2Cu . Wydzielienia fazy Al_2Cu układają się pasmowo na granicach ziaren roztworu stałego α , a ich wielkość osiąga maksymalnie około 8 μm . Wydzielienia faz w istotny sposób wpływają na wytrzymałość i twardość stopów aluminium. Szczególnie istotne są wydzielienia na granicach faz, które obniżają własności plastyczne materiału [68, 127]. Mikrostruktury materiałów badano na zglądach metalograficznych, stosując mikroskop metalograficzny Olympus IX-70 przy powiększeniach od 50 do 750 razy.



Rys. 6.4. Struktura stopu aluminium PA7 przy powiększeniu: a) 200x, b) 500x

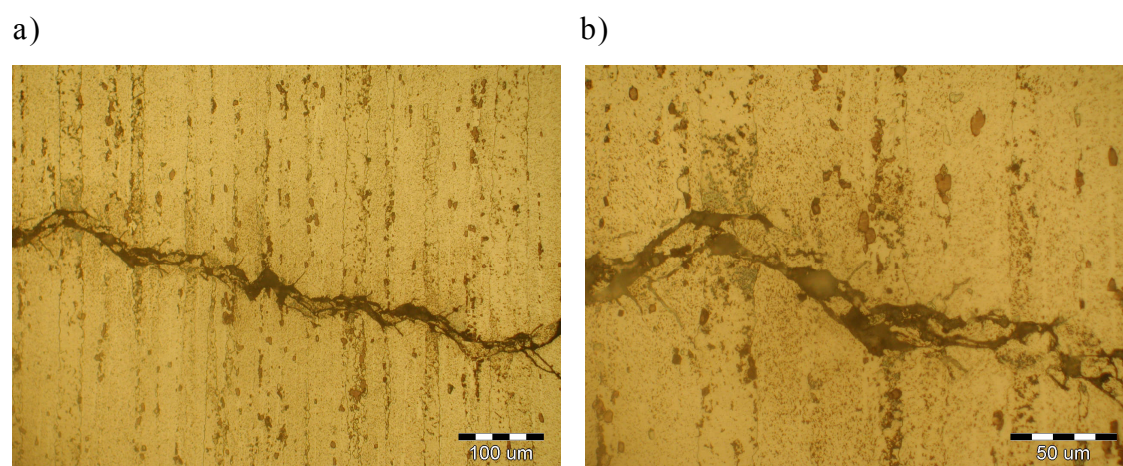
Badania doświadczalne wpływu mikrostruktury na rozwój pęknięć zmęczeniowych przeprowadzono na próbkach (otrzymanych z pręta ciągnionego), pokazanych na rys. 4.8a, przy stałej amplitudzie momentu zginającego $M_{ag} = 7,92 \text{ N}\cdot\text{m}$. Stosowano obciążenia sinusoidalnie zmienne o współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$. Badane stopy aluminium PA6 i PA7 należą do grupy duraluminiów średniostopowych i są materiałami cyklicznie umacniającymi się [120]. Pękanie próbek ze stopów aluminium o strukturze fazy α zachodzi w płaszczyźnie poślizgu $\{111\}$ przy naprężeniu stycznym

prawie niezależnym od orientacji przestrzennej ziarna. Różne powiększenia dobrano tak, aby przedstawić ścieżkę głównego pęknięcia o długości około 0,7 mm (rys. 6.5a, rys. 6.6a). Na rys. 6.5b i rys. 6.6b przedstawiono końcowy przebieg pęknięcia o długości około 250 μm , który został wycięty i powiększony z rys. 6.5a i rys. 6.6a w celu przeprowadzenia dokładnej analizy rozwoju tego pęknięcia. Fotografie pokazane na rys. 6.5 i rys. 6.6 ukazują charakterystyczne fragmenty pęknięcia z różnych jego miejsc z jednej ścieżki pęknięcia. Na rys. 6.5 przedstawiono powierzchnie badanej próbki, na którym zaobserwowano dla stopu PA6 trwałość $N_f = 322000$ cykli, natomiast dla stopu PA7 (rys. 6.6) trwałość ta wynosi $N_f = 478000$ cykli.



Rys. 6.5. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 przy powiększeniu:

a) 200x, b) 500x

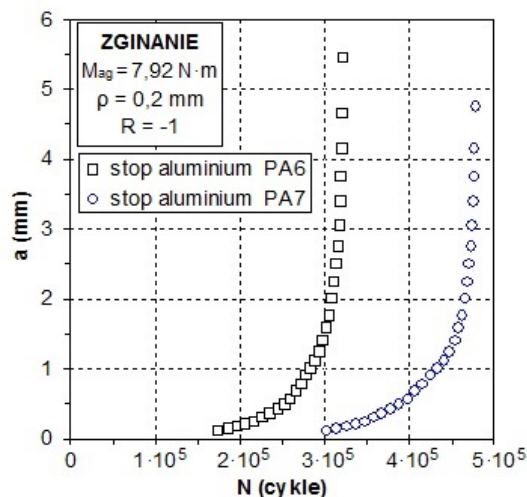


Rys. 6.6. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA7 przy powiększeniu:

a) 200x, b) 500x

Pęknięcie główne, zarówno dla stopu PA6 i PA7, ma bardzo nieregularny charakter i przebiega transkryystalicznie poprzez ziarna roztworu stałego α (rys. 6.5, rys. 6.6). W stopie PA6 od pęknięcia głównego odchodzą liczne pęknięcia boczne o zróżnicowanej długości (od kilkunastu do około stu mikrometrów). W wielu przypadkach generowane są one na granicach ziaren roztworu stałego. W stopie PA7 na całej długości od pęknięcia głównego odchodzą bardzo liczne krótkie pęknięcia boczne (o długości kilkunastu mikrometrów) tworzące nawet lokalnie rozbudowane siatki pęknięć. Pęknięcia boczne przebiegają transkryystalicznie poprzez ziarna roztworu stałego. Wiele z nich tworzy kąt około 45° z osią ziaren fazy α . Pęknięcia boczne (wtórne) są wyraźnie blokowane przez wydzielenia faz międzymetalicznych. Linie poślizgu występują najczęściej wokół wydzieleni faz wtórnych, gdzie również można zaobserwować odkształcenia plastyczne [41].

Zmiany długości pęknięć w funkcji liczby cykli $a = f(N)$ dla stałej wartości amplitudy momentu zginającego badanych próbek, ze stopów PA6 i PA7, przedstawiono na rys. 6.7. Natomiast wykresy prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu zmian WIN $da/dN = f(\Delta K_I)$ pokazano na rys. 6.8. Analizując stopy PA6 i PA7 można zauważyć, że posiadają one podobne struktury, natomiast rozwój pęknięć zmęczeniowych różni się. Wytrzymałość statyczna stopu PA7 jest około 15% wyższa niż stopu PA6.

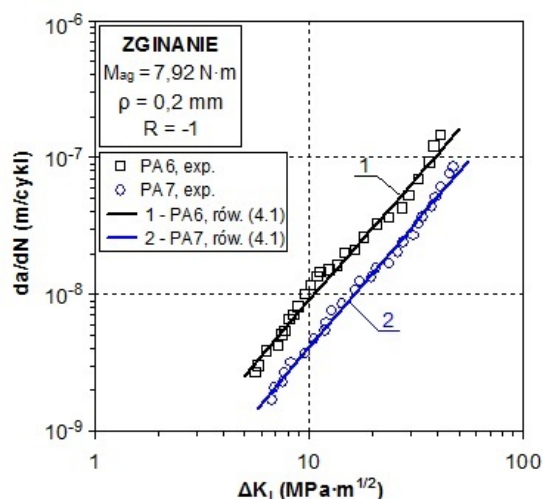


Rys. 6.7. Długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N

Zależność wzrostu prędkości pęknięć zmęczeniowych w ziarnach fazy α uwarunkowana jest wartością naprężenia. Rozmiar i ukierunkowanie ziaren α w stopie

PA6 i PA7 oraz naprężenia stanowią główne parametry kontrolujące kinetykę w początkowym okresie propagacji pęknięć zmęczeniowych. Podczas badań doświadczalnych zaobserwowano (rys. 6.7), że większą trwałość zmęczeniową posiada stop aluminium PA7 w porównaniu ze stopem PA6. W przypadku stopu PA7 trwałość ta była około 1,5 razy wyższa w stosunku do PA6. Zróżnicowanie trwałości badanych próbek wynika z różnic w składzie chemicznym badanych stopów oraz w ich mikrostrukturze (w stopie PA7 jest bardziej rozbudowana siatka pęknięć).

Po aproksymacji otrzymanych wyników badań stwierdzono, że prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych dla próbek wykonanych ze stopu PA7, przy tej samej amplitudzie momentu zginającego $M_{ag} = 7,92 \text{ N}\cdot\text{m}$, są mniejsze w całym zakresie WIN ΔK_I w stosunku do prędkości wzrostu pęknięć w próbkach ze stopu PA6 (rys. 6.8). Na przykład dla $\Delta K_I = 12,6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, następuje ponad dwukrotne zmniejszenie prędkości pęknięć (od $1,51\cdot 10^{-8}$ do $7,50\cdot 10^{-9}$ m/cykl).



Rys. 6.8. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) dla stopu aluminium PA6 i PA7

W tabeli 6.5 przedstawiono wyniki otrzymane z równania Parisa (4.1) oraz wartości współczynnika korelacji r na poziomie istotności $\alpha = 0,05$. Wartości wykładnika m_p w układzie współrzędnych podwójnie logarytmicznych są zbliżone dla obydwóch stopów, co powoduje że krzywe są prawie równoległe. Współczynniki korelacji r (tabela 6.5) przyjmują wartości bliskie 1, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem Parisa (4.1). Wyniki badań cyklicznego zginania obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 20%.

Tabela 6.5. Współczynniki C_p i m_p z równania (4.1) i współczynniki korelacji r dla wykresów pokazanych na rys. 6.8

Stop aluminium	C_p , $m(\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_p	r
PA6 (AW-2017A-T4)	$1,467\cdot 10^{-10}$	1,786	0,991
PA7 (AW-2024-T4)	$5,947\cdot 10^{-11}$	1,836	0,994

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych zaobserwowano, że stopy PA6 i PA7 pomimo podobnych struktur różnią się przebiegiem rozwoju ścieżek pęknięcia. W stopie PA7 tworzą się lokalnie rozbudowane siatki pęknięć, które nie występują w PA6. W obu stopach pęknięcie główne ma bardzo nieregularny charakter i przebiega transkrystalicznie. Ponadto zauważono, że stop PA7 posiada większą trwałość zmęczeniową niż stop PA6.

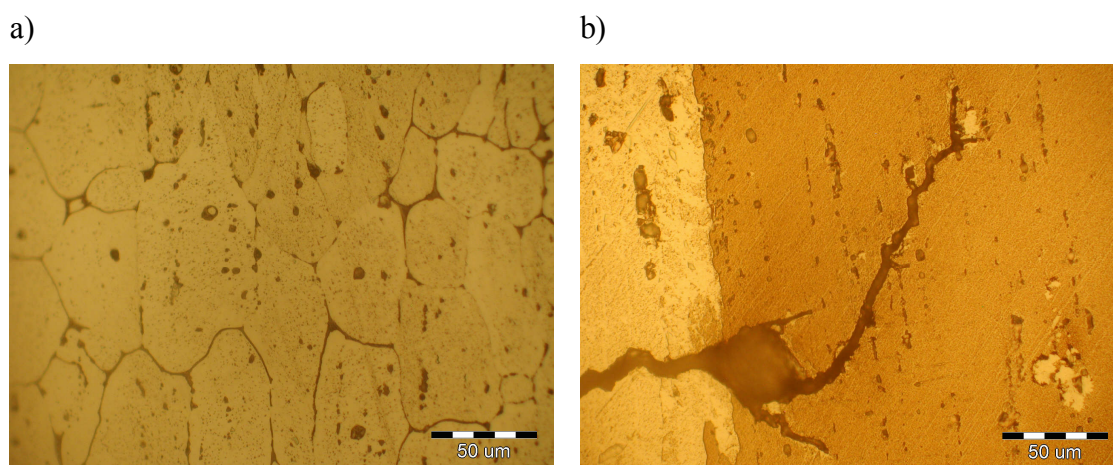
6.2.1. Wpływ obróbki cieplnej na rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 i PA7

W kolejnej części dokonano opisu rozwoju pęknięć zmęczeniowych i wpływu mikrostruktury przy zginaniu próbek wykonanych ze stopów aluminium PA6 i PA7 w stanie dostawy oraz po utwardzaniu wydzieleniowym z wykorzystaniem starzenia samorzutnego. Stopy aluminium jako stopy wieloskładnikowe zawierające głównie miedź i magnez doskonale nadają się do utwardzania wydzieleniowego. Zabieg ten, polegający na przesycaaniu z obszaru jednorodnego roztworu stałego i późniejszym starzeniu, wydatnie podwyższa parametry wytrzymałościowe materiału. Efekt umocnienia, którego istotą jest wydzielanie się faz międzymetalicznych o znacznej dyspersji, zależy od doboru temperatury i czasu procesu starzenia. Ogólnie starzenie realizuje się poprzez wygrzewanie w czasie kilku godzin w zakresie temperatury powyżej 100°C , ale poniżej temperatury granicznej rozpuszczalności składnika stopowego. Istotna jest tu zależność, że im wyższa jest temperatura starzenia tym maksimum polepszenia właściwości wytrzymałościowych osiąga się w krótszym czasie, ale uzyskany wzrost twardości oraz wytrzymałości jest mniejszy. Niektóre stopy aluminium zdolne są do tzw. samorzutnego starzenia. Procesy wydzieleniowe zachodzą

w nich już w temperaturze pokojowej, ale w czasie kilku dni, za to efekt wzrostu właściwości wytrzymałościowych jest w tym przypadku najkorzystniejszy.

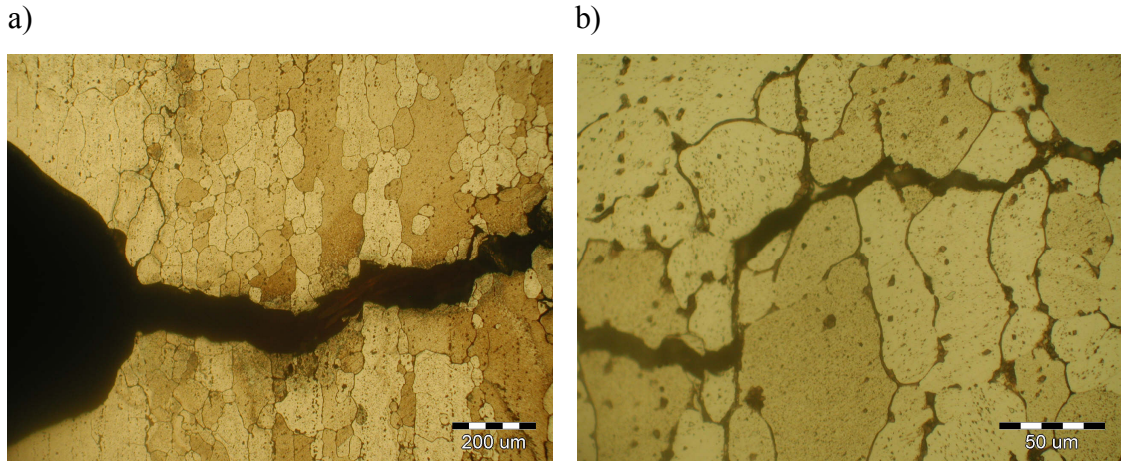
W celu przeprowadzenia obróbki utwardzania wydzieleniowego dla stopów PA6 i PA7 wycięto z prętów próbki (rys. 4.8a), wygrzewano je w temperaturze 510°C w czasie 1 godziny, po czym przesycano w wodzie o temperaturze 18°C. Następnie poddano starzeniu samorzutnemu w czasie 7 dni w temperaturze otoczenia.

Pęknięcie główne w stopie PA6, po utwardzaniu wydzieleniowym, rozwija się prostopadle do kierunku największych naprężeń normalnych transkryystalicznie poprzez ziarna fazy α (rys. 6.9). Występują również liczne (choć w mniejszej ilości niż dla stopu w stanie dostawy) pęknięcia boczne o długości od kilku do ok. 30 μm . Na rys. 6.9 przedstawiono powierzchnie próbki stopu PA6 po $N_f = 1133000$ cykli i utwardzaniu wydzieleniowym z widoczną ścieżką pęknięcia.



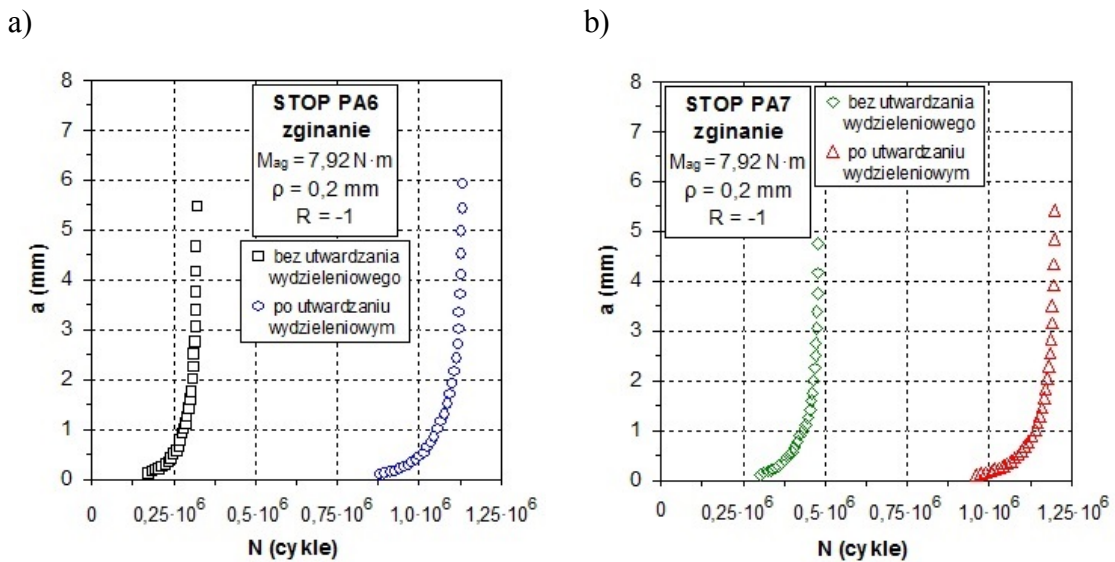
Rys. 6.9. Struktura stopu aluminium PA6 po utwardzaniu wydzieleniowym przy powiększeniu 500x: a) kształt ziarna, b) rozwój pęknięć zmęczeniowych

W stopie aluminium PA7 (po utwardzaniu wydzieleniowym) pęknięcie główne ma przebieg dość nieregularny, a jego propagacja postępuje w sposób mieszany tzn. zarówno poprzez ziarna, jak i po granicach ziaren fazy α (rys. 6.10). Natomiast występujące lokalnie pęknięcia boczne rozwijają się tylko po granicach ziaren. Szczególnie w pobliżu dna karbu i na początku rozwoju pęknięcia pojawia się siatka długich pęknięć bocznych po granicach ziaren w obszarach zwiększonej koncentracji fazy międzymetalicznej Al_2Cu . Na rys. 6.10 przedstawiono powierzchnie próbki stopu PA7 po $N_f = 1198000$ cykli i utwardzaniu wydzieleniowym z widoczną ścieżką pęknięcia zmęczeniowego.



Rys. 6.10. Rozwój pęknięć zmęczeniowych po utwardzaniu wydzieleniowym w stopie PA7 przy powiększeniu: a) 100x, b) 500x

Na rys. 6.11 przedstawiono wyniki badań w postaci wykresów długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N. Z przebiegu wykresów na rys. 6.11 wynika, że po utwardzaniu wydzieleniowym dla stopów aluminium PA6 i PA7 następuje znaczne zwiększenie trwałości zmęczeniowej badanych próbek. Dla stopu PA6 trwałość zwiększa się około 3,5-krotnie, natomiast dla stopu PA7 około 2,5-krotnie.

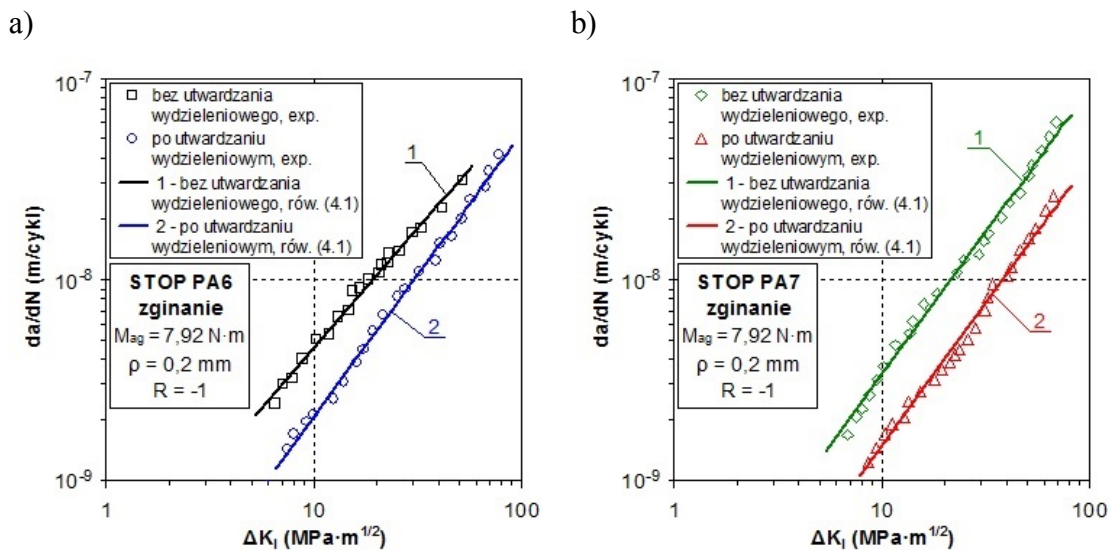


Rys. 6.11. Wyniki badań doświadczalnych długości pęknięć zmęczeniowych „a” w funkcji liczby cykli N przy zginaniu bez i po utwardzaniu wydzieleniowym dla:

a) stopu PA6, b) stopu PA7

Dla próbek ze stopu PA6 bez utwardzania wydzieleniowego inicjacja pęknięcia rozpoczęła się po 174000 cykli (złom zmęczeniowy powstał po 322000 cykli), natomiast dla próbek po utwardzaniu wydzieleniowym inicjacja pęknięcia miała miejsce po 882000 cykli (złom otrzymano po 1133000 cykli). Dla próbek ze stopu PA7 bez utwardzania wydzieleniowego inicjacja pęknięcia rozpoczęła się po 303000 cykli (złom zmęczeniowy powstał po 478000 cykli), a dla próbek po utwardzaniu wydzieleniowym inicjacja pęknięcia nastąpiła po 962000 cykli (złom otrzymano po 1198000 cykli).

Na rys. 6.12 pokazano prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I . Wyniki badań prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu WIN aproksymowano wzorem Parisa (4.1). Na podstawie rys. 6.12 można zauważyć, że obróbka cieplna w postaci utwardzania wydzieleniowego powoduje zmniejszenie prędkości pęknięć zmęczeniowych. Na przykład dla stopu PA6 przy stałej wartości zakresu WIN $\Delta K_I = 25$ MPa·m^{1/2}, prędkość pęknięć zmniejsza się z $da/dN = 1,35 \cdot 10^{-8}$ m/cykl (bez utwardzania wydzieleniowego) na $da/dN = 8,20 \cdot 10^{-9}$ m/cykl (po utwardzaniu wydzieleniowym). Zmniejszenie to wynosi ponad 1,6 razy.



Rys. 6.12. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) dla próbek poddanych zginaniu bez i po utwardzaniu wydzieleniowym dla: a) stopu PA6, b) stopu PA7

Natomiast dla stopu PA7 przy tej samej stałej wartości zakresu WIN ΔK_I , prędkość pęknięć zmniejsza się z $da/dN = 1,26 \cdot 10^{-8}$ m/cykl (bez utwardzania wydzieleniowego) na $da/dN = 4,92 \cdot 10^{-9}$ m/cykl (po utwardzaniu wydzieleniowym). Zmniejszenie jest ponad 2,5-krotne.

Występujące we wzorze Parisa (4.1) współczynniki C_P i m_P wyznaczone na podstawie badań doświadczalnych obliczono metodą najmniejszych kwadratów [56] i przedstawiono w tabeli 6.6, w której również podano współczynniki korelacji r na poziomie istotności $\alpha = 0,05$. Wyniki badań dla zginania obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 20%. Współczynniki korelacji r we wszystkich przypadkach przyjmują wartości bliskie jedności, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem (4.1).

Tabela 6.6. Współczynniki C_P i m_P z równania (4.1) i współczynniki korelacji r dla wykresów pokazanych na rys. 6.12

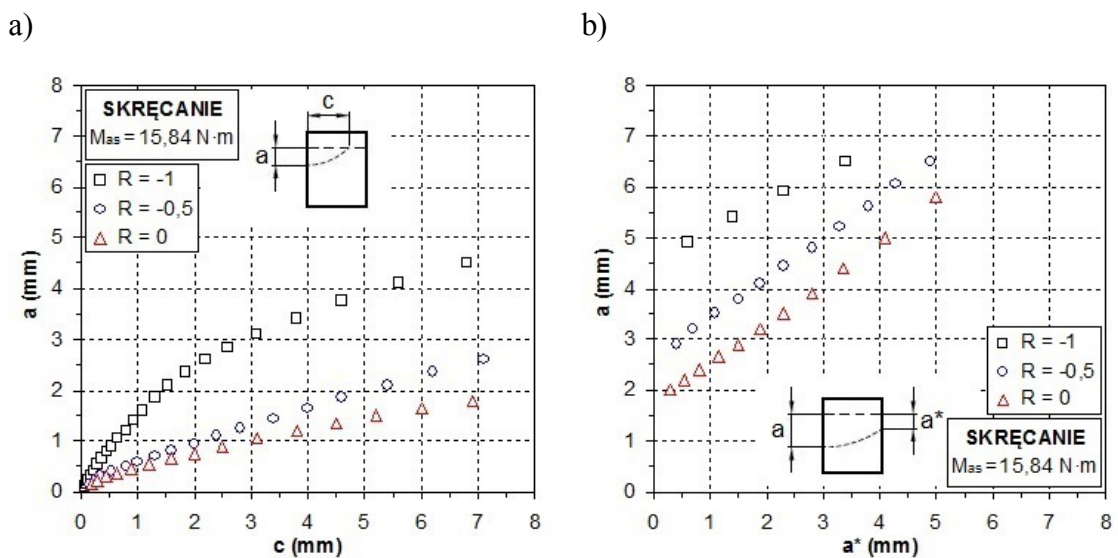
rysunek	wykres	$C_P,$ $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_P	r
6.12a	1	$2,962 \cdot 10^{-10}$	1,188	0,992
6.12a	2	$8,116 \cdot 10^{-11}$	1,409	0,994
6.12b	1	$1,291 \cdot 10^{-10}$	1,417	0,994
6.12b	2	$5,714 \cdot 10^{-11}$	1,418	0,993

6.3. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu

Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu obserwowano metodą optyczną na powierzchniach bocznych próbek „a” (strona czynna) i „a*” (strona bierna) oraz górnej „c” (rys. 4.6). Wyniki badań doświadczalnych przy skręcaniu przedstawiono w postaci wykresów długości pęknięć $a = f(c)$ (rys. 6.13a), $a = f(a^*)$ (rys. 6.13b) i $a = f(N)$ (rys. 6.14).

Z przebiegu rozwoju pęknięć zmęczeniowych przedstawionych na rys. 6.13a zauważono, że dla $R = -1$ zależność długości pęknięć a/c przyjmuje większe wartości niż dla $R = -0,5$ i 0. Przykładem jest rys. 6.13a z którego wynika, że dla $R = -1$ i $c = 6,80$ mm (głębokość pęknięcia na górnej powierzchni próbki) długości pęknięć $a/c = 0,662$, natomiast dla $R = -0,5$ i $c = 7,10$ mm zależność ta wynosi $a/c = 0,366$, a dla

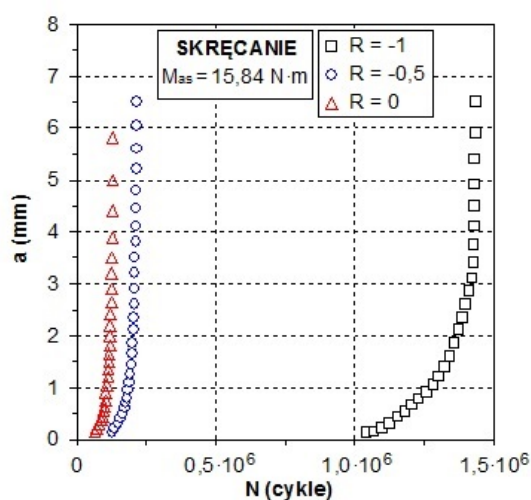
$R = 0$ i $c = 6,90$ mm zależność ta wynosi $a/c = 0,261$. Na podstawie wyników długości pęknięć $a = f(c)$ i przełomów zmęczeniowych obserwuje się większe krzywizny (o mniejszym promieniu ćwierćeliptycznym) dla $R = -1$ niż dla $R = -0,5$ i 0 . Na rys. 6.13b przedstawiono wyniki badań doświadczalnych tych samych próbek, co na rys. 6.13a, ale dla dalszego rozwoju pęknięcia przebiegającego na wskroś próbki (po obu stronach czynnej i biernej próbki) – na wykresach widoczny jest nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych. Na podstawie wyników badań (rys. 6.13b) zauważono, że dla $R = -1$ i długości pęknięcia $a = 6,50$ mm (długość pęknięcia po stronie czynnej próbki) zależność $a/a^* = 1,912$ przyjmuje większe wartości niż dla $R = -0,5$ gdzie $a/a^* = 1,327$ i niż dla $R = 0$ gdzie $a/a^* = 1,161$. Na przykład z rys. 6.13b dla $R = -1$ wynika, że długość pęknięcia po stronie czynnej próbki wynosi $a = 6,50$ mm, zaś po stronie biernej wynosi $a^* = 3,40$ mm. Dla $R = -0,5$ długość pęknięcia po stronie czynnej wynosi $a = 6,50$ mm, a po stronie biernej wynosi $a^* = 4,90$ mm. Natomiast dla $R = 0$ długość pęknięcia po stronie czynnej wynosi $a = 5,80$ mm, zaś po stronie biernej wynosi $a^* = 5,00$ mm. Na podstawie wyników badań doświadczalnych przedstawionych na rys. 6.13b można także zaobserwować, że w końcowym etapie pęknięcia, różnica długości pęknięć po stronie czynnej i biernej jest większa dla $R = -1$ niż dla $R = -0,5$ i 0 .



Rys. 6.13. Długości pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu: a) krawędziowo ćwierćeliptycznych, b) na wskroś po stronach bocznych czynnej i biernej próbki

Na rys. 6.14 przedstawiono wyniki badań doświadczalnych w postaci wykresów długości pęknięć zmęczeniowych „a” (po stronie czynnej próbki) w funkcji liczby cykli

N przy skręcaniu. Analizując wyniki badań (rys. 6.14) zaobserwowano, że trwałość zmęczeniowa wzrasta o około 1,6 razy, zmieniając współczynnik asymetrii cyklu z $R = 0$ na $R = -0,5$, następnie zmieniając współczynnik z $R = -0,5$ na $R = -1$ trwałość zmęczeniowa wzrasta o ponad 6,5 razy. Dla próbek obciążonych współczynnikiem $R = -1$ inicjacja pęknięcia rozpoczęła się po 1043000 cyklach (złom zmęczeniowy powstał po 1435000 cyklach), natomiast dla próbek obciążonych współczynnikiem $R = -0,5$ inicjacja pęknięcia miała miejsce po 128000 cyklach (złom otrzymano po 218000 cyklach). Zaś dla próbek z $R = 0$ inicjacja pęknięcia miała miejsce po 64000 cyklach (złom otrzymano po 130000 cyklach). Podobne zachowanie się materiału potwierdzały badania na trzech próbkach dla każdego poziomu obciążenia. Zaobserwowano również dla $R = 0$ szybsze zainicjowanie się pęknięcia w wierzchołku próbki, co w rezultacie powodowało uzyskanie mniejszej trwałości zmęczeniowej niż dla $R = -0,5$ i -1 .

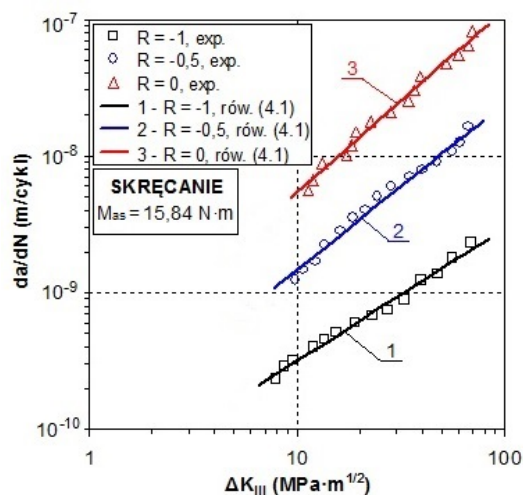


Rys. 6.14. Długości pęknięć zmęczeniowych „a” w funkcji liczby cykli N przy skręcaniu (strona czynna próbki)

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach o przekroju poprzecznym prostokątnym wykonanych ze stopu aluminium PA6 poddanych skręcaniu zaobserwowano dwuetapowy i nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych po obu stronach bocznych próbek. Na powierzchniach próbki najpierw obserwowano pęknięcia krawędziowe ćwierćeliptyczne, które następnie przechodziły w pęknięcia na wskroś. Okres rozwoju pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ wynosił około 61%, natomiast pęknięć przechodzących na wskroś około 39%

w stosunku do całkowitej długości pęknięcia. Dla $R = -0,5$ okres rozwoju pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych wynosił około 36%, a pęknięć przechodzących na wskroś około 64% w stosunku do całkowitej długości pęknięcia. Natomiast dla $R = 0$ okresy te wynoszą odpowiednio około 25% i 75% w stosunku do całkowitej długości pęknięcia. Zauważono, że różnica długości pęknięć po obu stronach próbki jest większa dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ niż dla $R = -0,5$ i 0 . Potwierdzono, że zmiana wartości współczynnika asymetrii cyklu od $R = 0$ do $R = -1$, powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej o ponad 11 razy. Ponadto na przełomach zmęczeniowych zauważono, że dla $R = -0,5$ i 0 prążki zmęczeniowe są o mniejszych krzywiznach niż dla $R = -1$.

Na rys. 6.15 pokazano przykładowe prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{III} . Wyniki badań prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu WIN aproksymowano wzorem Parisa (4.1). Dla przykładu, na rys. 6.15, przy stałej wartości zakresu WIN $\Delta K_{III} = 40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, prędkość pęknięcia wzrasta z $da/dN = 1,25\cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$ (dla $R = -1$) na $da/dN = 7,95\cdot 10^{-9} \text{ m/cykl}$ (dla $R = -0,5$), a następnie na $da/dN = 3,85\cdot 10^{-8} \text{ m/cykl}$ (dla $R = 0$). Wzrost ten jest ponad 30-krotny zmieniając współczynnik asymetrii cyklu z -1 na 0 .



Rys. 6.15. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) dla próbek poddanych skręcaniu

Wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych w próbkach poddanych skręcaniu o współczynniku $R = 0$ przebiegał szybciej niż w przypadku współczynnika $R = -1$. Analizując przebiegi pęknięć (rys. 6.13b) zaobserwowano dla współczynnika $R = -1$ po

stronie czynnej i biernej próbki większe różnice wartości „a” niż przy współczynniku $R = 0$. Powodem takiego zachowania jest występująca dodatkowa siła statyczna obciążająca próbkę. Siła ta powoduje, że rzeczywiste obciążenie (naprężenie) próbki jest około dwukrotnie większe niż dla $R = -1$ co skutkuje mniejszą trwałością (liczbą cykli), szybko powstającym złomem oraz mniejszą różnicą w rozwoju pęknięć po obu stronach bocznych próbki (czynnej i biernej).

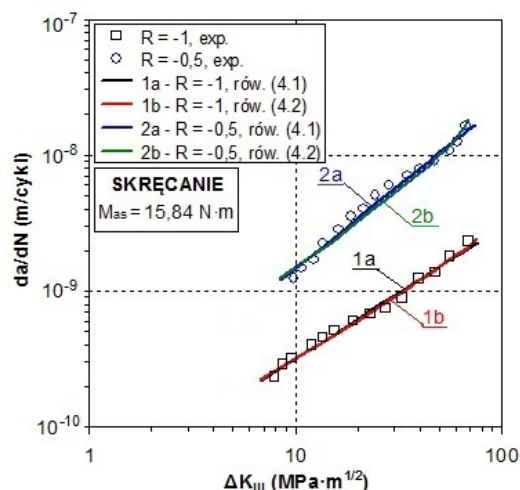
Występujące we wzorze (4.1) współczynniki C_P i m_P wyznaczone na podstawie badań doświadczalnych obliczono metodą najmniejszych kwadratów [56] i przedstawiono w tabeli 6.7, gdzie również podano współczynniki korelacji r na poziomie istotności $\alpha = 0,05$. Wyniki badań przy skręcaniu obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 15%. Współczynniki korelacji r , we wszystkich przypadkach przyjmują wartości bliskie 1, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem (4.1).

Tabela. 6.7. Współczynniki C_P i m_P równania (4.1) i współczynniki korelacji r dla wykresów pokazanych na rys. 6.15

rysunek	wykres	R	C_P , $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_P	r
6.15	1	-1	$3,454 \cdot 10^{-11}$	0,964	0,993
6.15	2	-0,5	$9,036 \cdot 10^{-11}$	1,213	0,991
6.15	3	0	$2,538 \cdot 10^{-10}$	1,333	0,989

Na podstawie wyników zamieszczonych w tabeli 6.7 można zauważyć, że współczynniki C_P i wykładniki m_P dla różnych współczynników asymetrii cyklu R przyjmują różne wartości. Co pokazuje, że współczynnik R ma wpływ na pochylenie krzywej m_P oraz na wartość współczynnika C_P (przesunięcie krzywych góra-dół).

Dla próbek poddanych skręcaniu również dokonano opisu wyników badań doświadczalnych za pomocą równania Formana (4.2), uwzględniającego współczynnik R , w celu porównania wyników z równaniem Parisa (4.1). Na rys. 6.16 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń za pomocą równania Parisa (4.1) i Formana (4.2) przy skręcaniu dla $R = -1$ oraz $R = -0,5$.



Rys. 6.16. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) i (4.2) dla: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$

Wyniki obliczeń przedstawione na rys. 6.16 świadczą o tym, że współczynnik asymetrii cyklu R wchodzący w skład równania Formana (4.2) nie ma w tym zakresie istotnego wpływu na dokładność opisu wyników badań doświadczalnych. Różnica pomiędzy wynikami z równania Parisa (4.1), a wynikami z równania Formana (4.2) dla $R = -1$ wynosi nie więcej niż 2%, natomiast dla współczynnika $R = -0,5$ różnica ta wynosi mniej niż 5%. W związku z tym zdecydowano się na wykonanie obliczeń zgodnie z równaniem Parisa. W tabeli 6.8 przedstawiono współczynniki C_F i m_F występujące we wzorze (4.2), jak również podano wartości współczynników korelacji wielokrotnej r_w na poziomie istotności $\alpha = 0,05$ [120]. Natomiast współczynniki C_P , m_P oraz r występujące we wzorze (4.1) przedstawiono w tabeli 6.7 (tj. rys. 6.15 wykres 1 i 2).

Tabela. 6.8. Współczynniki C_F i m_F równania (4.2) i współczynniki r_w dla wykresów pokazanych na rys. 6.16

rysunek	wykres	R	C_F , $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_F	r_w
6.16	1b	-1	$8,867 \cdot 10^{-9}$	0,776	0,994
6.16	2b	-0,5	$2,832 \cdot 10^{-8}$	0,719	0,993

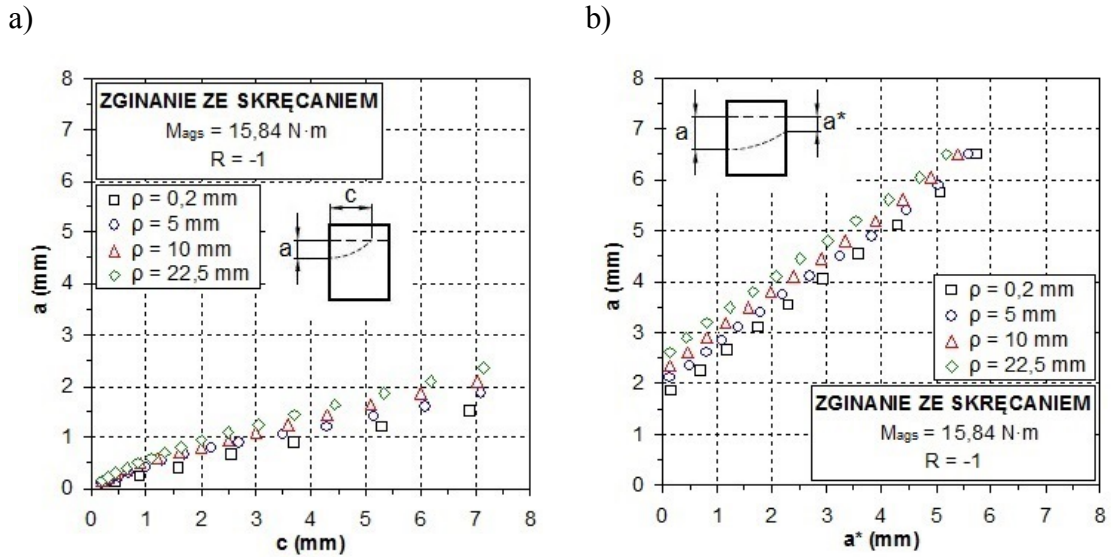
6.4. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem

Podczas badań doświadczalnych przy zginaniu ze skręcaniem zaobserwowano, podobnie jak przy skręcaniu, dwuetapowy i nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych po obu stronach bocznych próbek. Wyniki badań doświadczalnych przy zginaniu ze skręcaniem przedstawiono w postaci wykresów długości pęknięć $a = f(c)$ (rys. 6.17a dla $R = -1$, rys. 6.18a dla $R = -0,5$, rys. 6.19a dla $R = 0$), $a = f(a^*)$ (rys. 6.17b dla $R = -1$, rys. 6.18b dla $R = -0,5$, rys. 6.19b dla $R = 0$) i $a = f(N)$ (rys. 6.20).

Na rys. 6.17a, rys. 6.18a oraz rys. 6.19a można zaobserwować, że dla próbki z promieniem zaokrąglenia dna karbu $\rho = 22,5$ mm zależność długości pęknięć a/c przyjmuje większe wartości niż dla pozostałych promieni zaokrąglenia dna karbu ($\rho = 0,2$ mm, $\rho = 5$ mm i $\rho = 10$ mm). Przykładem jest rys. 6.17a ($R = -1$) z którego wynika, że dla $\rho = 22,5$ mm i $c = 7,15$ mm zależność długości pęknięć wynosi $a/c = 0,329$, natomiast dla $\rho = 10$ mm i $c = 7,05$ mm zależność ta wynosi $a/c = 0,298$ dla $\rho = 5$ mm i $c = 7,10$ mm $a/c = 0,261$, a dla $\rho = 0,2$ mm i $c = 6,90$ mm zależność wynosi $a/c = 0,217$. Można zaobserwować, że im mniejszy promień ρ tym zależność a/c przyjmuje mniejsze wartości. Z rys. 6.18a ($R = -0,5$) wynika, że dla $\rho = 22,5$ mm i $c = 7,05$ mm zależność długości pęknięć wynosi $a/c = 0,262$ i również zmniejsza się osiągając dla $\rho = 0,2$ mm i $c = 7,00$ mm zależność $a/c = 0,171$. Podobne zachowanie zaobserwowano również dla współczynnika $R = 0$ z tym, że zależność a/c przyjmuje mniejsze wartości dla poszczególnych ρ niż dla $R = -0,5$ i -1 . Dla obserwowanych długości pęknięć $a = f(c)$ i przelomów zmęczeniowych zauważa się większe krzywizny (o mniejszym promieniu ćwierćeliptycznym) dla $\rho = 22,5$ mm niż dla pozostałych promieni zaokrąglenia dna karbu ($\rho = 0,2$ mm, $\rho = 5$ mm i $\rho = 10$ mm). Na rys. 6.17b, 6.18b i 6.19b przedstawiono wyniki badań doświadczalnych tych samych próbek, co na rys. 6.17a, 6.18a i 6.19a, ale dla dalszego rozwoju pęknięcia przebiegającego na wskroś próbki (po obu stronach czynnej i biernej próbki) – widać na wykresach nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych. Na rys. 6.17b ($R = -1$) zauważa się, że dla $\rho = 22,5$ mm i długości pęknięcia $a = 6,50$ mm zależność $a/a^* = 1,250$ przyjmuje większe wartości niż dla $\rho = 10$ mm gdzie $a/a^* = 1,204$, otrzymując dla $\rho = 5$ mm $a/a^* = 1,161$ i dla $\rho = 0,2$ mm $a/a^* = 1,130$. Obserwuje się tendencję malejącą a/a^* dla mniejszych ρ . Z rys. 6.17b ($R = -1$) dla $\rho = 22,5$ mm wynika, że długość pęknięcia po

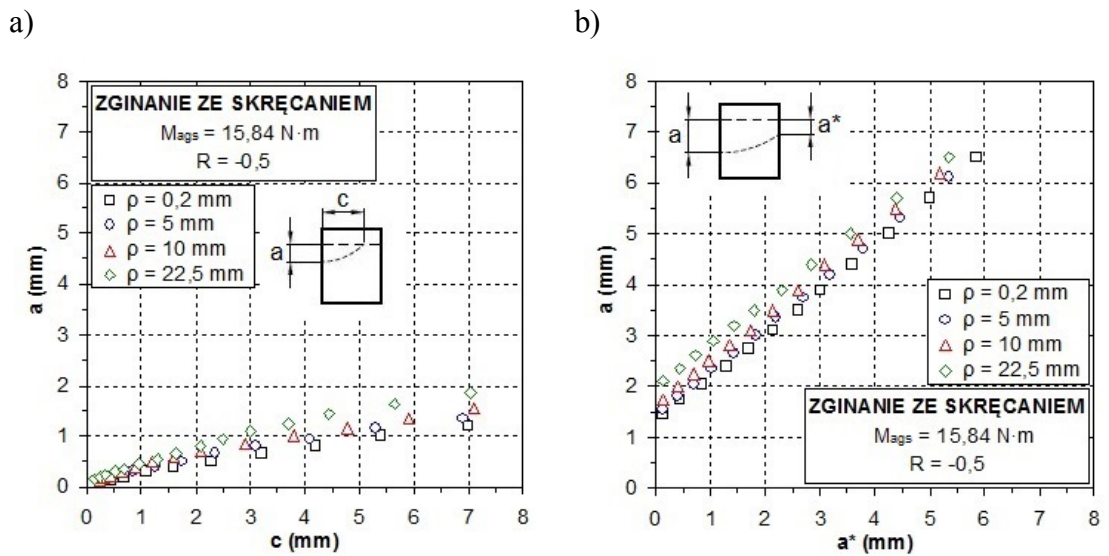
stronie czynnej próbki wynosi $a = 6,50$ mm, natomiast po stronie biernej wynosi $a^* = 5,20$ mm i tendencję podobną obserwuje się dla wszystkich badanych promieni ρ i współczynników asymetrii cyklu R . Na rys. 6.18b ($R = -0,5$) zauważono, że dla $\rho = 22,5$ mm i $a = 6,50$ mm zależność wynosi $a/a^* = 1,215$, natomiast dla $\rho = 10$ mm zależność $a/a^* = 1,192$ dla $\rho = 5$ mm $a/a^* = 1,140$, a dla $\rho = 0,2$ mm $a/a^* = 1,111$. Obserwuje się tendencję malejącą a/a^* dla mniejszych ρ . Na rys. 6.18b ($R = -0,5$) dla $\rho = 22,5$ mm, długość pęknięcia po stronie czynnej próbki wynosi $a = 6,50$ mm, a po stronie biernej wynosi $a^* = 5,35$ mm, natomiast dla $\rho = 10$ mm długość pęknięcia wynoszą odpowiednio $a = 6,20$ mm, $a^* = 5,20$ mm, dla $\rho = 5$ mm $a = 6,10$ mm, $a^* = 5,35$ mm oraz dla $\rho = 0,2$ mm $a = 6,50$ mm, $a^* = 5,85$ mm. Z rys. 6.19b ($R = 0$) wynika, że dla $\rho = 22,5$ mm i $a = 6,20$ mm zależność wynosi $a/a^* = 1,192$ natomiast dla $\rho = 10$ mm $a/a^* = 1,164$ dla $\rho = 5$ mm $a/a^* = 1,117$, zaś dla $\rho = 0,2$ mm $a/a^* = 1,092$. Obserwuje się również tendencję malejącą a/a^* dla zmniejszających się ρ (podobnie jak dla $R = -1$ i $R = -0,5$). Z rys. 6.19b ($R = 0$) dla $\rho = 22,5$ mm wynika, że długość pęknięcia po stronie czynnej próbki wynosi $a = 6,20$ mm, natomiast po stronie biernej wynosi $a^* = 5,20$ mm i tendencję podobną (jak dla $R = -1$) obserwuje się dla wszystkich badanych promieni ρ i współczynników asymetrii cyklu R . Wyniki badań doświadczalnych przedstawionych na rys. 6.17b, 6.18b oraz 6.19b wskazują, że w końcowym etapie pęknięcia, różnica długości pęknięć po stronie czynnej i biernej jest większa dla $R = -1$ niż dla $R = -0,5$ i 0 .

Okres rozwoju pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych przy zginaniu ze skręcaniem ($\rho = 22,5$ mm) dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ wynosił około 33%, natomiast pęknięć przechodzących na wskroś około 67% w stosunku do całkowitej długości pęknięcia próbki. Dla $R = -0,5$ obserwuje się odpowiednio około 26% i 74%, a dla $R = 0$ około 21% i 79% w stosunku do całkowitej długości pęknięcia.



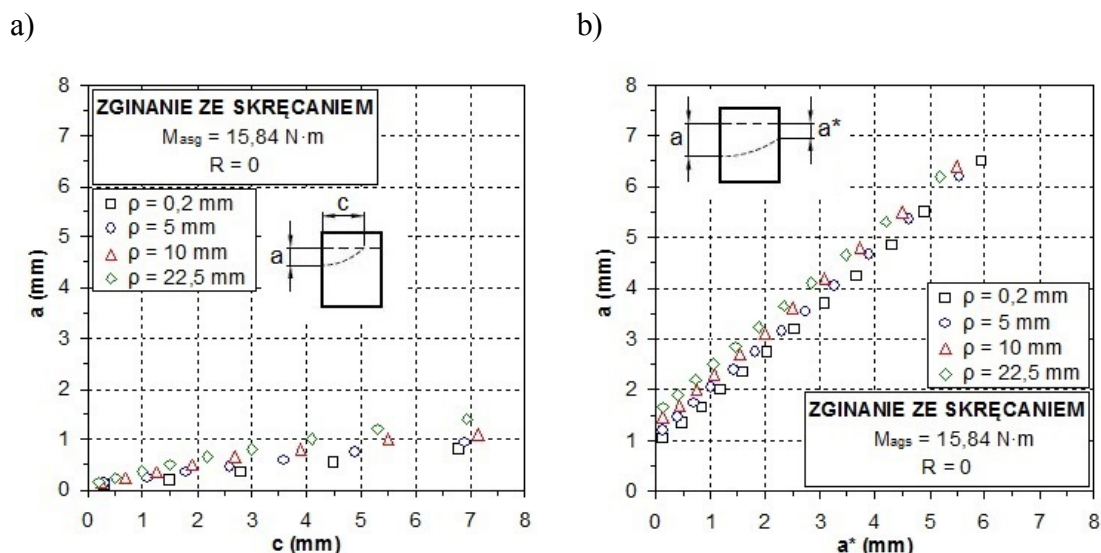
Rys. 6.17. Długości pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem dla $R = -1$:

a) krawędziowo ćwierćeliptycznych, b) na wskroś po stronach bocznych czynnej i biernej próbki



Rys. 6.18. Długości pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem dla $R = -0,5$:

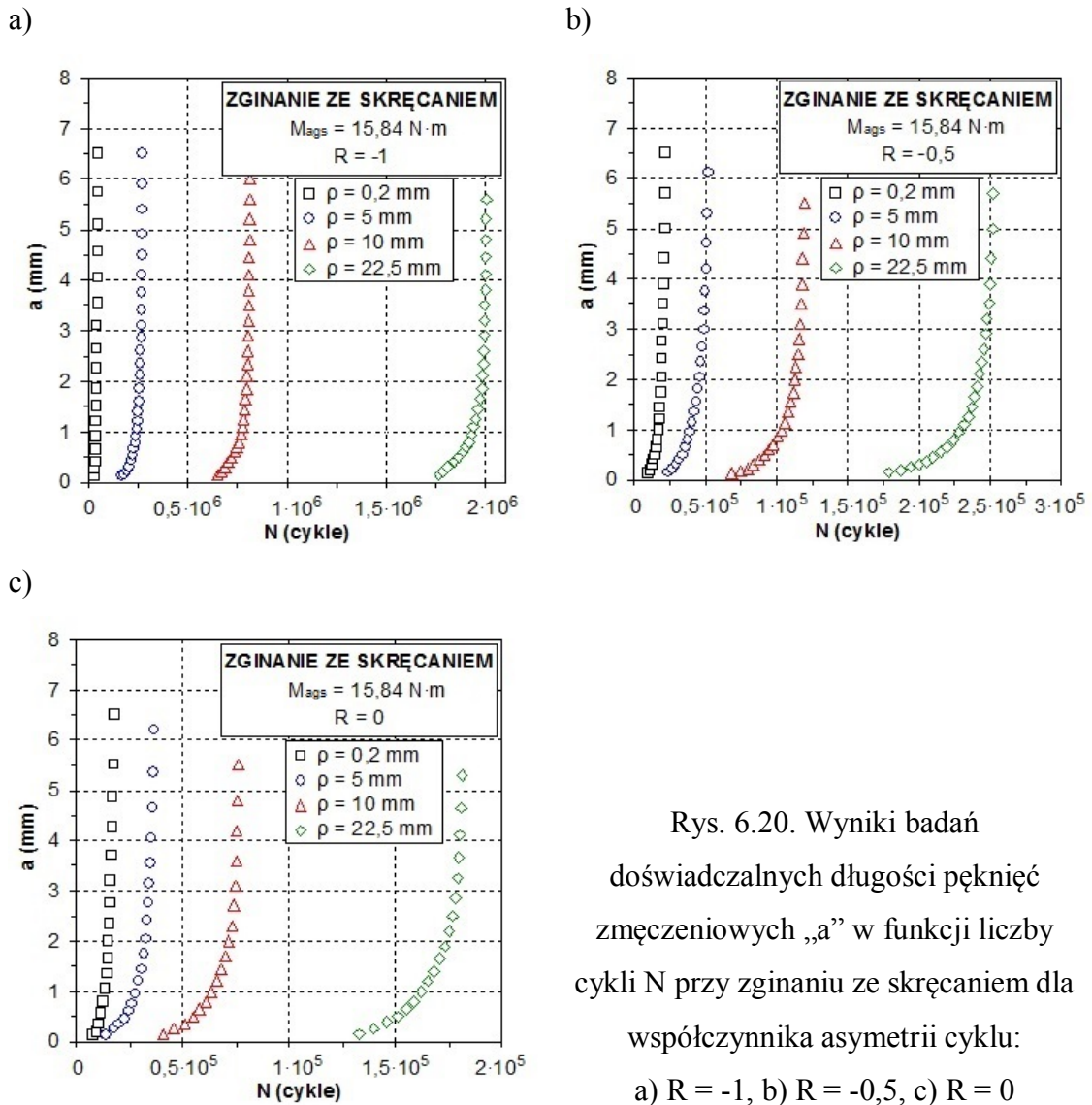
a) krawędziowo ćwierćeliptycznych, b) na wskroś po stronach bocznych czynnej i biernej próbki



Rys. 6.19. Długości pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem dla $R = 0$:

a) krawędziowo ćwierćeliptycznych, b) na wskroś po stronach bocznych czynnej i biernej próbki

Na rys. 6.20 przedstawiono wyniki badań doświadczalnych w postaci wykresów długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N przy zginaniu ze skręcaniem. Analizując wyniki badań z przebiegu wykresów na rys. 6.20 zaobserwowano, że dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ wzrost promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje zwiększenie trwałości zmęczeniowej badanych próbek o ponad 69 razy. Dla przykładu, dla $R = -1$ (rys. 6.20a) zmieniając promień zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 5$ mm, następuje wzrost trwałości o ponad 9 razy. Na podstawie wyników badań doświadczalnych przedstawionych na rys. 6.20b można zauważyć, że dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -0,5$ wzrost promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje zwiększenie trwałości zmęczeniowej badanych próbek o około 11 razy, natomiast dla $R = 0$ (rys. 6.20c) zwiększenie trwałości badanych próbek wynosi ponad 10 razy. Analizując przebiegi wykresów na rys. 6.20a, 6.20b i 6.20c można zauważyć, że zmiana współczynnika z $R = -1$ na $R = 0$ dla promienia zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm powoduje około dwukrotny spadek trwałości zmęczeniowej badanych próbek. Natomiast dla większych promieni ρ zaobserwowano spadek trwałości i jest on odpowiednio dla $\rho = 5$ mm ponad siedmiokrotny, dla $\rho = 10$ mm ponad dziesięciokrotny i $\rho = 22,5$ mm ponad jedenastokrotny.

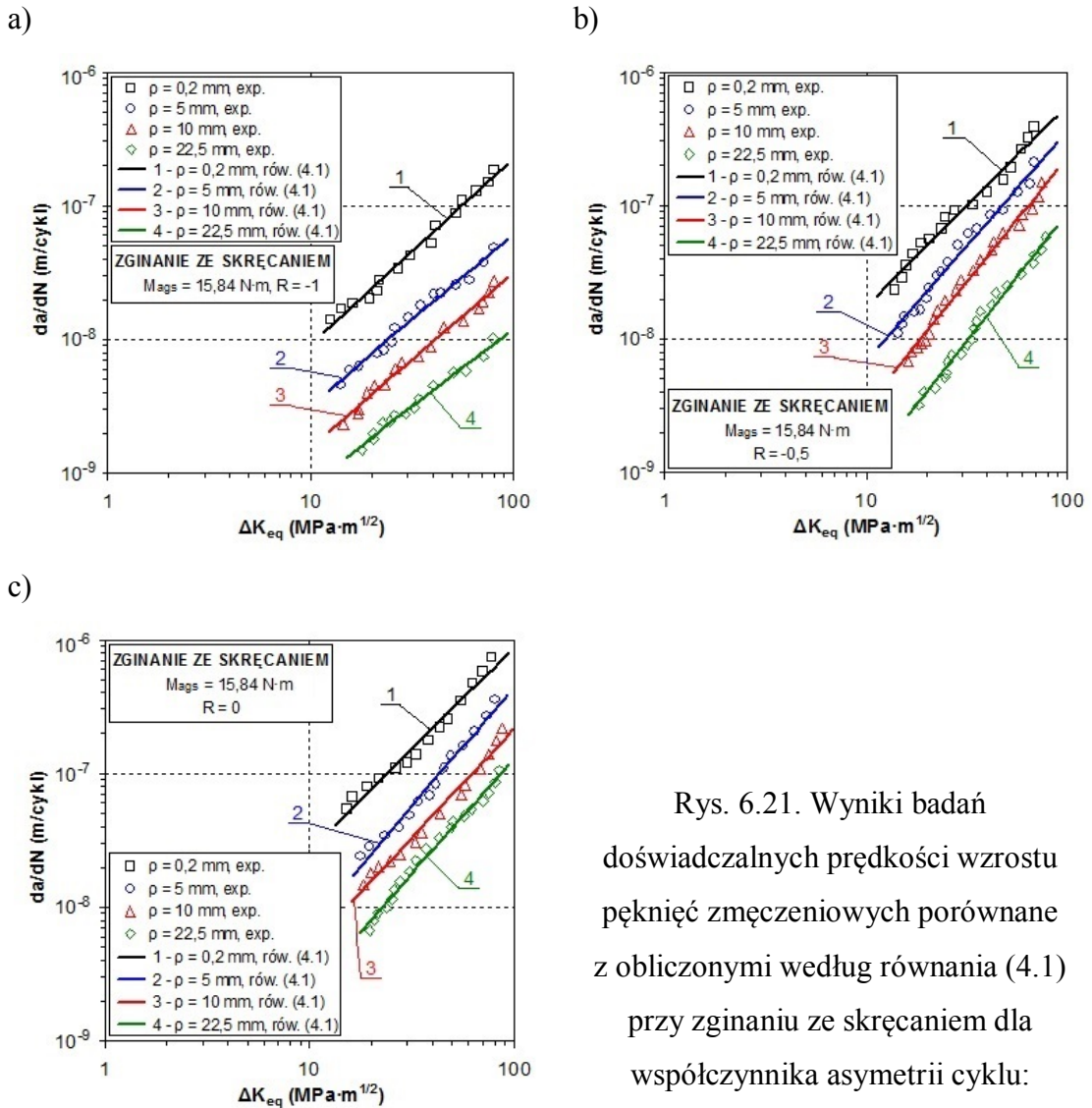


Rys. 6.20. Wyniki badań doświadczalnych długości pęknięć zmęczeniowych „a” w funkcji liczby cykli N przy zginaniu ze skręcaniem dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$, c) $R = 0$

Wzrost pęknięć zmęczeniowych w próbkach, przy współczynniku $R = 0$, w początkowym etapie rozwoju (do około 1,5 mm po stronie czynnej próbki) jest szybszy niż w przypadku współczynnika $R = -1$ i $-0,5$. Powodem takiego zachowania może być to, że przy $R = -1$ i $-0,5$ rozwój pęknięcia zmęczeniowego przebiegał przez dłuższy okres jako pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptyczne. Można było również zaobserwować przy $R = 0$ szybsze zainicjowanie się pęknięcia w karbie, co w rezultacie powodowało uzyskanie mniejszej trwałości zmęczeniowej niż przy $R = -1$ i $-0,5$.

Na rys. 6.21 przedstawiono wyniki badań zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem w postaci wykresów prędkości da/dN w funkcji zakresu zmian ekwiwalentnego współczynnika intensywności naprężenia ΔK_{eq} opisanych z użyciem równania Parisa (4.1). Na podstawie wyników badań doświadczalnych przedstawionych na rys. 6.21a można zauważyć, że przy stałej wartości zakresu ekwiwalentnego WIN $\Delta K_{eq} = 55$

$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, prędkość pęknięcia spada z $da/dN = 1,05 \cdot 10^{-7}$ m/cykl (dla $\rho = 0,2$ mm) na $da/dN = 2,64 \cdot 10^{-8}$ m/cykl (dla $\rho = 5$ mm), następnie z $da/dN = 1,35 \cdot 10^{-8}$ m/cykl (dla $\rho = 10$ mm) na $da/dN = 5,75 \cdot 10^{-9}$ m/cykl (dla $\rho = 22,5$ mm). Zatem zmieniając promień zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm następuje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych o około 18 razy, 8 razy oraz 10 razy odpowiednio dla $R = -1$, $-0,5$ oraz 0 .



Rys. 6.21. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) przy zginaniu ze skręcaniem dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$, c) $R = 0$

Zmieniając wartość współczynnika asymetrii cyklu od $R = -1$ do $R = 0$ dla $\rho = 22,5$ mm przy stałej wartości zakresu ekwiwalentnego WIN $\Delta K_{\text{eq}} = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, prędkość pęknięcia wzrasta z $da/dN = 2,82 \cdot 10^{-9}$ m/cykl (dla $R = -1$) na $da/dN = 1,78 \cdot 10^{-8}$ m/cykl (dla $R = 0$). Wzrost ten wynosi ponad 6 razy. Zmiana współczynnika od $R = -1$ do $R = 0$

dla $\rho = 10$ mm powoduje wzrost prędkość pęknięcia około 4 razy. Natomiast dla $\rho = 5$ mm i $\rho = 0,2$ mm wzrost ten wynosi około 3 razy.

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych przy zginaniu ze skręcaniem potwierdzono, że zmiana współczynnika asymetrii cyklu od $R = -1$ do $R = 0$ powoduje wzrost prędkości pęknięć zmęczeniowych w badanych próbkach. Zauważono również wyraźnie wyższe prędkości pęknięć zmęczeniowych dla karbu ostrego ($\rho = 0,2$ mm) niż dla karbów łagodnych.

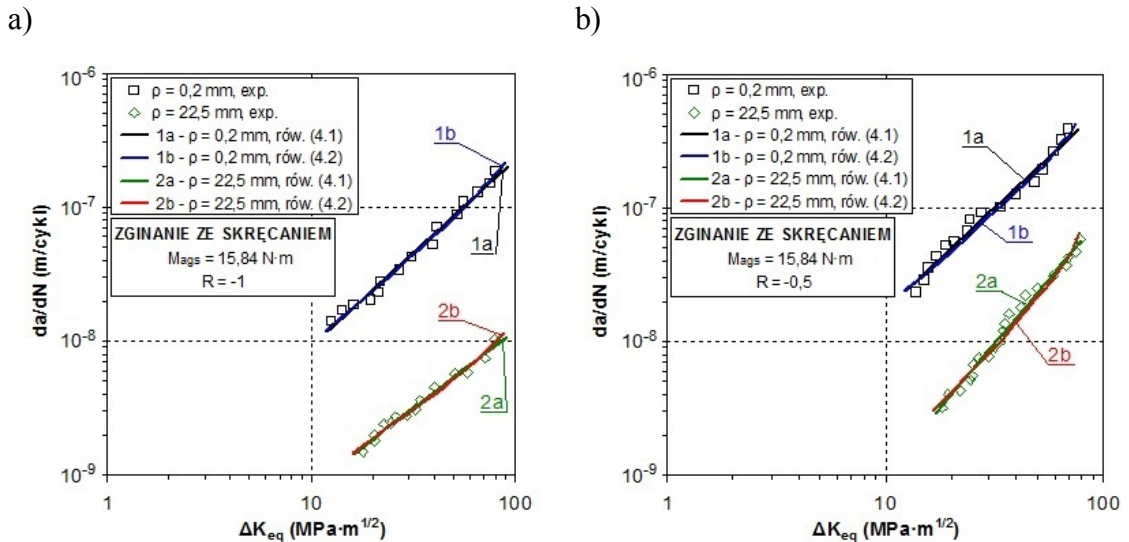
Występujące we wzorze (4.1) współczynniki C_P i m_P obliczono metodą najmniejszych kwadratów [56] i przedstawiono w tabeli 6.9, gdzie również podano współczynniki korelacji r na poziomie istotności $\alpha = 0,05$. Wyniki badań przy zginaniu ze skręcaniem obarczone są błędem względnym nieprzekraczającym 22%. Współczynniki korelacji r we wszystkich przypadkach przyjmują wartości bliskie 1, co świadczy o istotnej korelacji wyników badań doświadczalnych z przyjętym równaniem (4.1).

Tabela. 6.9. Współczynniki C_P i m_P równania (4.1) i współczynniki korelacji r dla wykresów pokazanych na rys. 6.21

rysunek	wykres	R	$C_P,$ $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_P	r
6.21a	1	-1	$3,641 \cdot 10^{-10}$	1,396	0,992
6.21a	2	-1	$1,712 \cdot 10^{-10}$	1,276	0,992
6.21a	3	-1	$7,710 \cdot 10^{-11}$	1,307	0,993
6.21a	4	-1	$5,715 \cdot 10^{-11}$	1,161	0,994
6.21b	1	-0,5	$5,331 \cdot 10^{-10}$	1,512	0,989
6.21b	2	-0,5	$1,257 \cdot 10^{-10}$	1,729	0,990
6.21b	3	-0,5	$4,105 \cdot 10^{-11}$	1,874	0,994
6.21b	4	-0,5	$1,273 \cdot 10^{-11}$	1,920	0,993
6.21c	1	0	$8,225 \cdot 10^{-10}$	1,514	0,986
6.21c	2	0	$1,184 \cdot 10^{-10}$	1,788	0,990
6.21c	3	0	$1,181 \cdot 10^{-10}$	1,631	0,991
6.21c	4	0	$4,637 \cdot 10^{-11}$	1,724	0,993

Dla próbek poddanych proporcjonalnemu zginaniu ze skręcaniem także dokonano weryfikacji dokładności opisu wyników badań doświadczalnych za pomocą równania

Formana (4.2) w celu porównania wyników z równaniem Parisa (4.1). Na rys. 6.22 przedstawiono przykładowe wyniki obliczeń za pomocą równania Parisa (4.1) i Formana (4.2) przy zginaniu ze skręcaniem dla $R = -1$ oraz $R = -0,5$.



Rys. 6.22. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych porównane z obliczonymi według równania (4.1) i (4.2) dla współczynnika asymetrii cyklu: a) $R = -1$, b) $R = -0,5$

Wyniki obliczeń przedstawione na rys. 6.22 świadczą o tym, że współczynnik R wchodzący w skład równania Formana (4.2) nie ma, w tym zakresie, istotnego wpływu na dokładność opisu wyników badań doświadczalnych. Dla $R = -1$ różnica pomiędzy wynikami z równania Parisa (4.1), a Formana (4.2) wynosi nie więcej niż 2%, natomiast dla współczynnika $R = -0,5$ różnica ta wynosi poniżej 6%. W związku z tym zdecydowano się na wykonanie obliczeń zgodnie z równaniem Parisa. W tabeli 6.10 przedstawiono współczynniki C_F i m_F występujące we wzorze (4.2), jak również podano wartości współczynników korelacji wielokrotnej r_w na poziomie istotności $\alpha = 0,05$ [120]. Natomiast współczynniki C_p , m_p oraz r dla krzywych 1a i 2a z rys. 6.22 przedstawiono w tabeli 6.9 (tj. rys. 6.21a wykres 1 i 4 oraz rys. 6.21b wykres 1 i 4).

Tabela. 6.10. Współczynniki C_F i m_F równania (4.2) i współczynniki r_w dla wykresów pokazanych na rys. 6.22

rysunek	wykres	R	C_F , $m(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})^{-m}/\text{cykl}$	m_F	r_w
6.22a	1b	-1	$1,281 \cdot 10^{-7}$	1,115	0,993
6.22a	2b	-1	$2,349 \cdot 10^{-8}$	0,842	0,994
6.22b	1b	-0,5	$2,885 \cdot 10^{-7}$	0,859	0,991
6.22b	2b	-0,5	$1,678 \cdot 10^{-8}$	1,027	0,993

6.5. Wpływ koncentratora naprężenia na rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu

Wyniki badań doświadczalnych, które odzwierciedlają zjawiska zachodzące w stopie aluminium PA6 w procesie pęknięcia zmęczeniowego przy zginaniu przedstawiono w rozdziale 6.1 na wykresach długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N (rys. 6.1) oraz prędkości da/dN w funkcji zakresu zmian WIN ΔK_I (rys. 6.2). Na podstawie tych wyników badań dokonano kolejnych obliczeń oraz zaproponowano model uwzględniający wpływ koncentratora naprężenia na zmianę wartości zakresu WIN, poprzez zastosowanie współczynników korekcyjnych.

Zakres zmian WIN ΔK_I dla zginania obliczono zgodnie z równaniem (4.6), natomiast współczynnik korekcyjny Y_I obliczono według równania (4.7). Równanie (6.2) otrzymano po wprowadzeniu do równania (4.6) dodatkowego współczynnika korekcyjnego Y_{2LTM} zaproponowanego w pracy [77]:

$$Y_{2LTM} = \sqrt{1 - e^{-\beta}}, \quad (6.1)$$

gdzie: $\beta = \frac{6a(\rho + w - a_0)}{\rho(w - a_0)}$, ρ – promień zaokrąglenia dna karbu, a_0 – długość karbu,

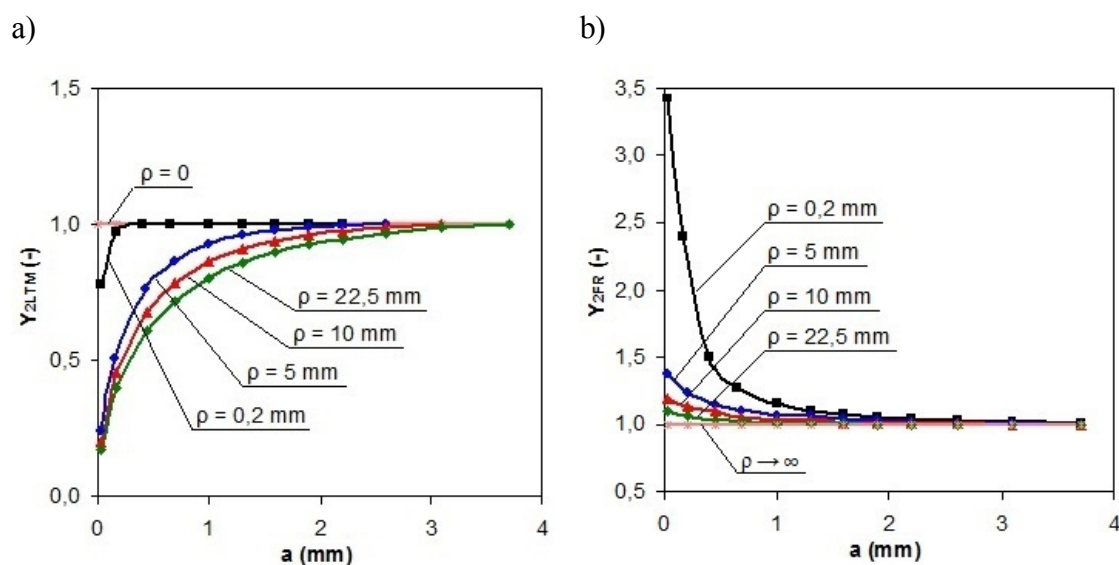
a – długość pęknięcia.

Wprowadzony współczynnik korekcyjny Y_{2LTM} uwzględnia oddziaływanie kształtu karbu. Zmodyfikowane równanie (6.2) wyrażono jako:

$$\Delta K_I = Y_I Y_{2LTM} \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a_0)}. \quad (6.2)$$

W prezentowanej pracy zaproponowano wprowadzenie współczynnika korekcyjnego Y_{2FR} (4.9), który został opisany w rozdziale 4 i podobnie jak współczynnik (6.1) uwzględnia wpływ kształtu karbu podczas rozwoju pęknięć zmęczeniowych.

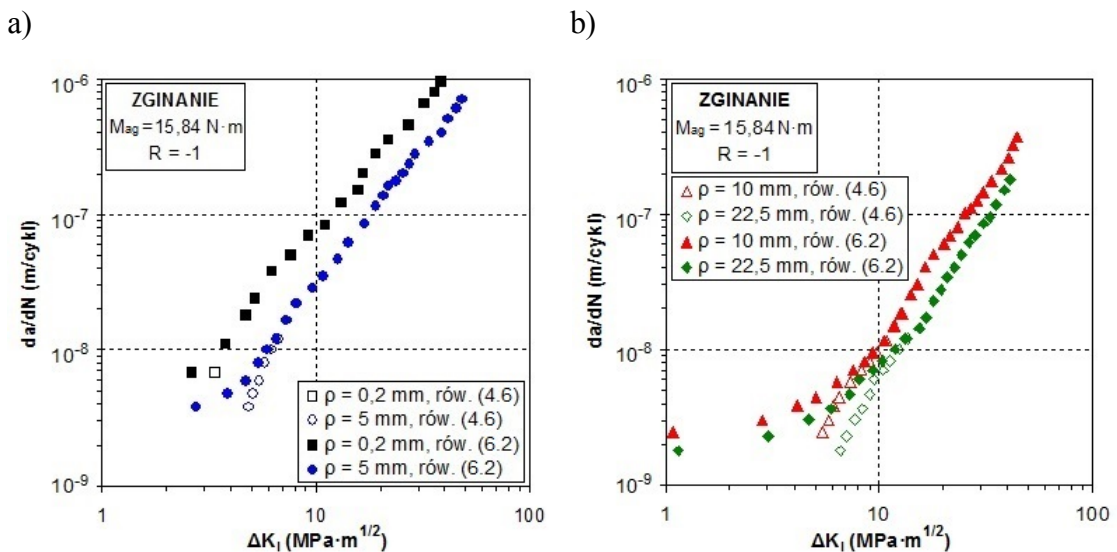
Poniżej zostały opisane różnice pomiędzy równaniem (6.2) i (4.10) i współczynnikami korekcyjnymi (6.1) i (4.9). Korzystając z metod numerycznych przedstawiono zachowanie współczynników korekcyjnych (6.1) i (4.9) podczas rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Rys. 6.23a przedstawia wyniki obliczeń dla współczynnika Y_{2LTM} , wyliczonego według równania (6.1), dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu. W przypadku tym $\rho \rightarrow 0$, a $Y_{2LTM} \rightarrow 1$. Na rys. 6.23b przedstawiono wyniki obliczeń dla współczynnika Y_{2FR} wyliczonego według równania (4.9) dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu. W przypadku tym $\rho \rightarrow \infty$, a $Y_{2FR} \rightarrow 1$.



Rys. 6.23. Wpływ współczynnika korekcyjnego a) Y_{2LTM} oraz b) Y_{2FR} na zmianę wartości zakresu WIN ΔK_I podczas rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu

Na rys. 6.24a i 6.24b obliczonych według równań (4.6) można zauważyć, że wraz ze zmianą promienia zaokrąglenia dna karbu od $\rho = 0,2$ mm do $\rho = 22,5$ mm następuje spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych. Na rys. 6.24 przedstawiono również porównanie prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych obliczonych według równania (6.2) dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$. Uwzględnienie w równaniu (6.2) współczynnika Y_{2LTM} ma wpływ na zmianę (zmniejszenie) wartości zakresu WIN ΔK_I . Rys. 6.24a przedstawia wyniki zakresu WIN dla $\rho = 0,2$ mm i $\rho = 5$ mm, natomiast

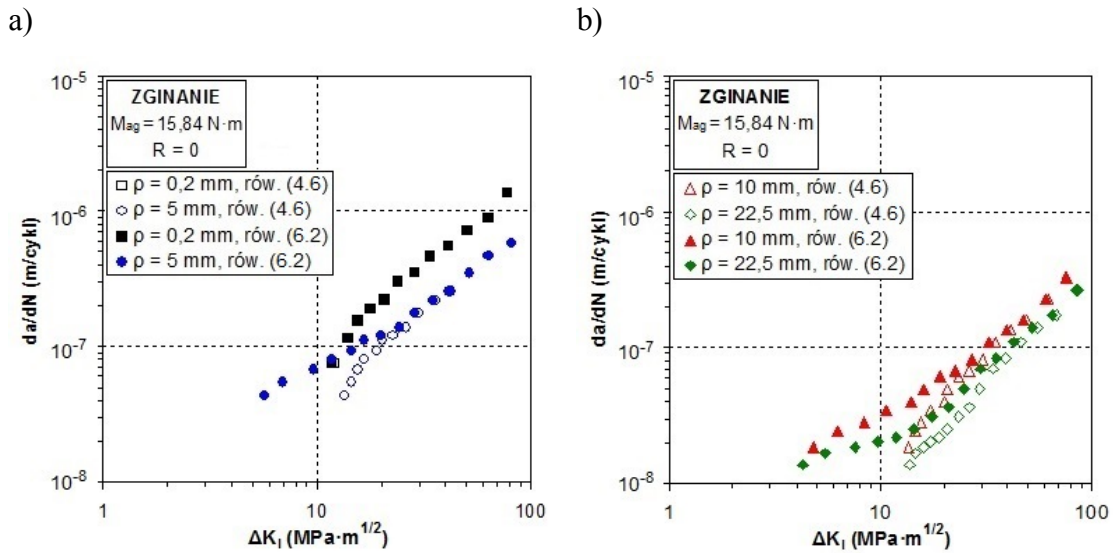
rys. 6.24b dla $\rho = 10$ mm i $\rho = 22,5$ mm. Z rys. 6.24 wynika, że im większy promień zaokrąglenia dna karbu tym większa różnica pomiędzy wyliczonymi wartościami zakresu WIN z równań (4.6) i (6.2), co jest niezgodne z rzeczywistym oddziaływaniem karbu. Największy wpływ współczynnika Y_{2LTM} zaobserwowano dla promienia zaokrąglenia dna karbu $\rho = 22,5$ mm i długości pęknięcia do około $a = 1,50$ mm, gdzie zgodnie z literaturą oddziaływanie karbu zanika i wyniki z równań (4.6) i (6.2) powinny się pokrywać.



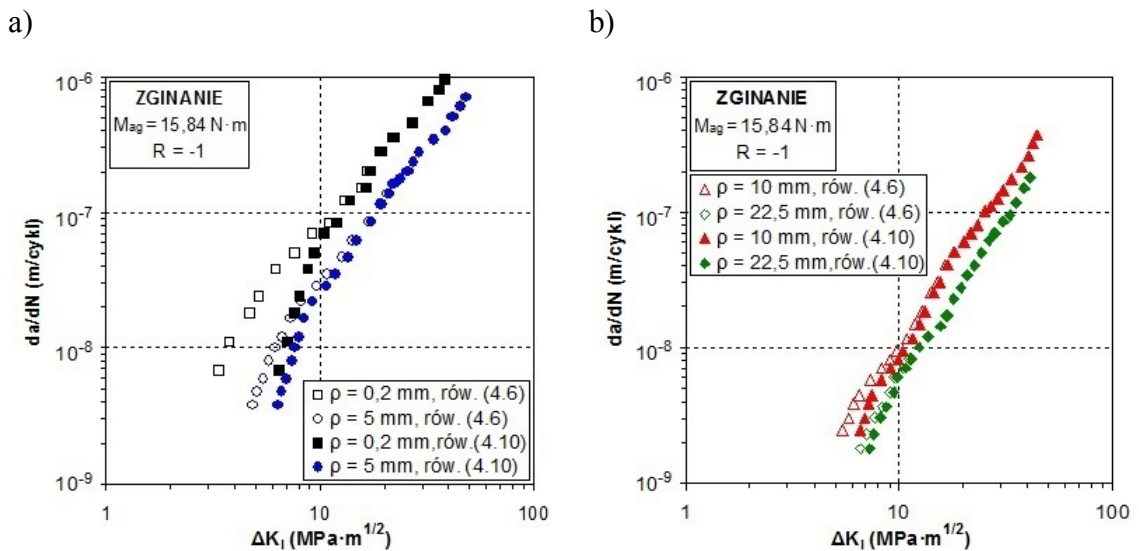
Rys. 6.24. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I ($R = -1$) z uwzględnieniem równania (4.6) i (6.2) dla: a) $\rho = 0,2$ mm i 5 mm, b) $\rho = 10$ mm i 22,5 mm

Rys. 6.25a przedstawia prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych obliczone według równań (4.6) i (6.2) dla współczynnika $R = 0$ i $\rho = 0,2$ mm oraz $\rho = 5$ mm, natomiast rys. 6.25b dla $\rho = 10$ mm i $\rho = 22,5$ mm. Z rys. 6.25 wynika podobne zachowanie jak z rys. 6.24.

Na rys. 6.26 przedstawiono prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych obliczonych według równań (4.6) i (4.10) dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$. Uwzględnienie w równaniu (4.10) współczynnika Y_{2FR} ma wpływ na zmianę wartości zakresu WIN ΔK_I . Rys. 6.26a przedstawia wyniki zakresu WIN według równania (4.10) dla $\rho = 0,2$ mm i $\rho = 5$ mm, natomiast rys. 6.26b dla $\rho = 10$ mm i $\rho = 22,5$ mm.



Rys. 6.25. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I ($R = 0$) z uwzględnieniem równania (4.6) i (6.2) dla: a) $\rho = 0,2$ mm i 5 mm, b) $\rho = 10$ mm i 22,5 mm

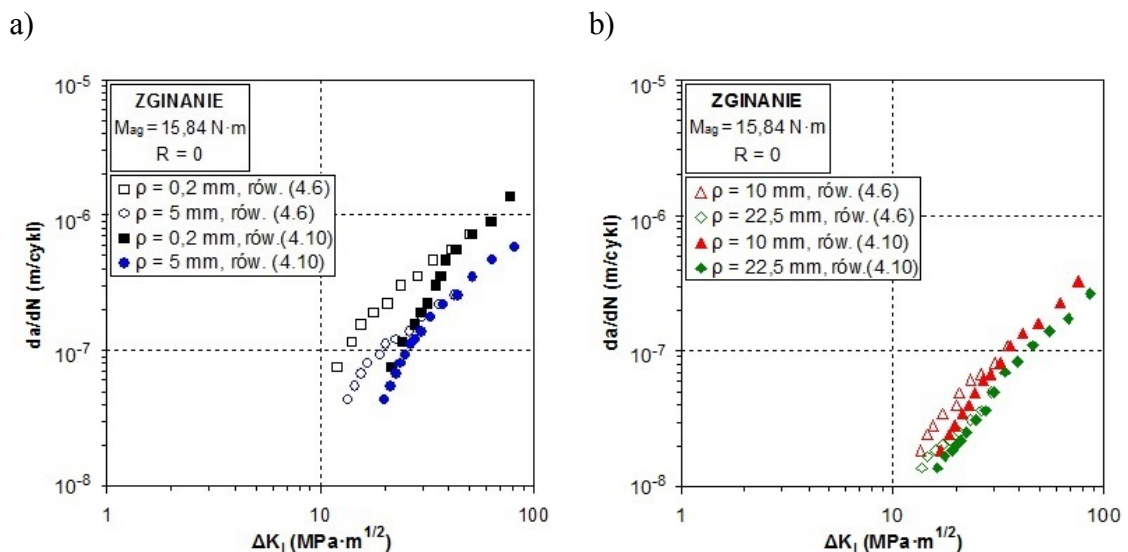


Rys. 6.26. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I ($R = -1$) z uwzględnieniem równania (4.6) i (4.10) dla: a) $\rho = 0,2$ mm i 5 mm, b) $\rho = 10$ mm i 22,5 mm

Z rys. 6.26 wynika, że im mniejszy promień zaokrąglenia dna karbu tym większa różnica pomiędzy wyliczonymi wartościami zakresu WIN z równań (4.6) i (4.10), co

jest zgodne z literaturą i rzeczywistym oddziaływaniem karbów. Im większy promień zaokrąglenia karbu, tym mniejsze powinny być różnice w otrzymanych wynikach. Największy wpływ współczynnika Y_{2FR} zaobserwowano dla promienia zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm i długości pęknięcia do około $a = 3,00$ mm. Najmniejszy wpływ współczynnika Y_{2FR} zaobserwowano dla $\rho = 22,5$ mm i długości pęknięcia do około $a = 0,60$ mm.

Na rys. 6.27 przedstawiono wyniki uzyskane z równań (4.6) i (4.10) dla współczynnika $R = 0$. Na rys. 6.27 można zaobserwować podobną tendencję co na rys. 6.26. Największy wpływ współczynnika Y_{2FR} zaobserwowano dla karbu $\rho = 0,2$ mm i długości pęknięcia do około $a = 2,40$ mm, natomiast najmniejszy wpływ współczynnika Y_{2FR} zaobserwowano dla $\rho = 22,5$ mm i długości pęknięcia do około $a = 0,80$ mm. Dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ i 0 powyżej tych długości zanika różnica (wpływ oddziaływania karbu) między wynikami otrzymanymi z równań (4.6) i (4.10).



Rys. 6.27. Wyniki badań doświadczalnych prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK_I ($R = 0$)

z uwzględnieniem równania (4.6) i (4.10) dla: a) $\rho = 0,2$ mm i 5 mm,

b) $\rho = 10$ mm i 22,5 mm

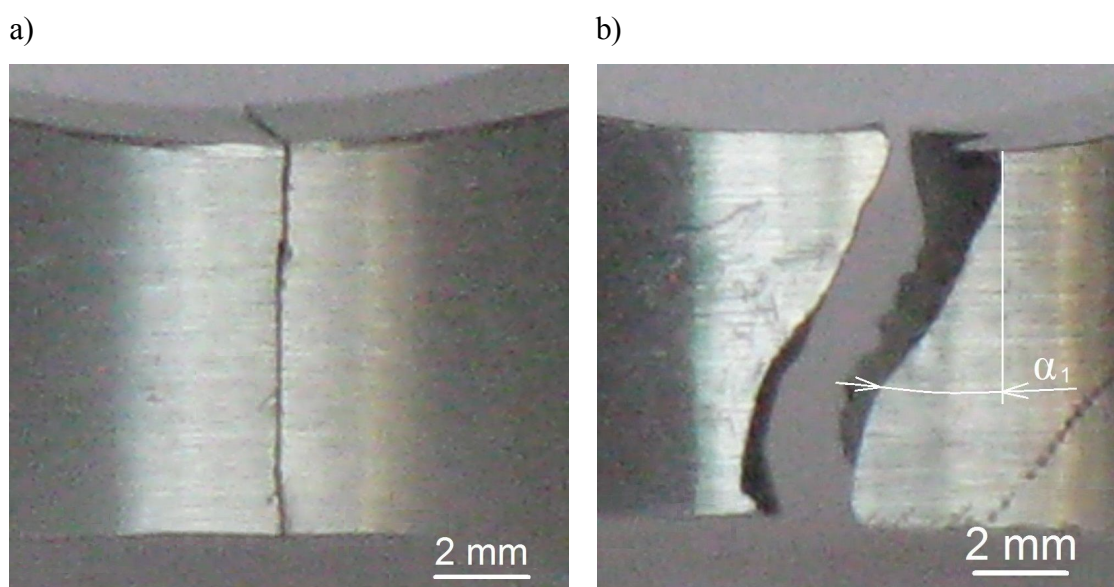
Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych i obliczeń numerycznych rozwoju pęknięć zmęczeniowych próbek poddanych zginaniu dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu stwierdzono, że współczynnik korekcyjny Y_{2FR} pokazuje

rzeczywiste oddziaływanie karbu na zmiany zakresu parametru ΔK_I w odróżnieniu od współczynnika Y_{2LTM} .

6.6. Analiza rozwoju ścieżek pęknięcia i powierzchni złomów zmęczeniowych

Po przeprowadzeniu badań doświadczalnych dokonano analizy rozwoju ścieżek pęknięcia i powierzchni złomów zmęczeniowych badanych próbek o przekroju poprzecznym prostokątnym. Próbki były wykonane ze stopu aluminium PA6 i badane przy stałej amplitudzie momentu $M_{ag} = M_{as} = M_{ags} = 15,84 \text{ N}\cdot\text{m}$. Badania propagacji pęknięć zmęczeniowych prowadzono w zakresie ograniczonej trwałości do zniszczenia materiału i uzyskania złomu zmęczeniowego. Analizę powierzchni złomów wykonywano przy użyciu mikroskopu o powiększeniu 10x w celu określenia rodzaju i kierunku rozwoju pęknięcia dla badanych sposobów obciążenia, jak również określenia, które naprężenia dominowały przy poszczególnych sposobach obciążenia, normalne czy styczne. Inicjatorem pęknięć był ostry lub łagodny karb.

Na rys. 6.28 przedstawiono przykładowe zdjęcia ścieżek rozwoju pęknięć po stronie czynnej próbki o promieniu zaokrąglenia dna karbu $\rho = 22,5 \text{ mm}$ i współczynniku $R = -1$. Rys. 6.28a przedstawia ścieżkę rozwoju pęknięcia dla skręcania, która jest zgodna z płaszczyzną maksymalnego naprężenia normalnego (literatura [68]).

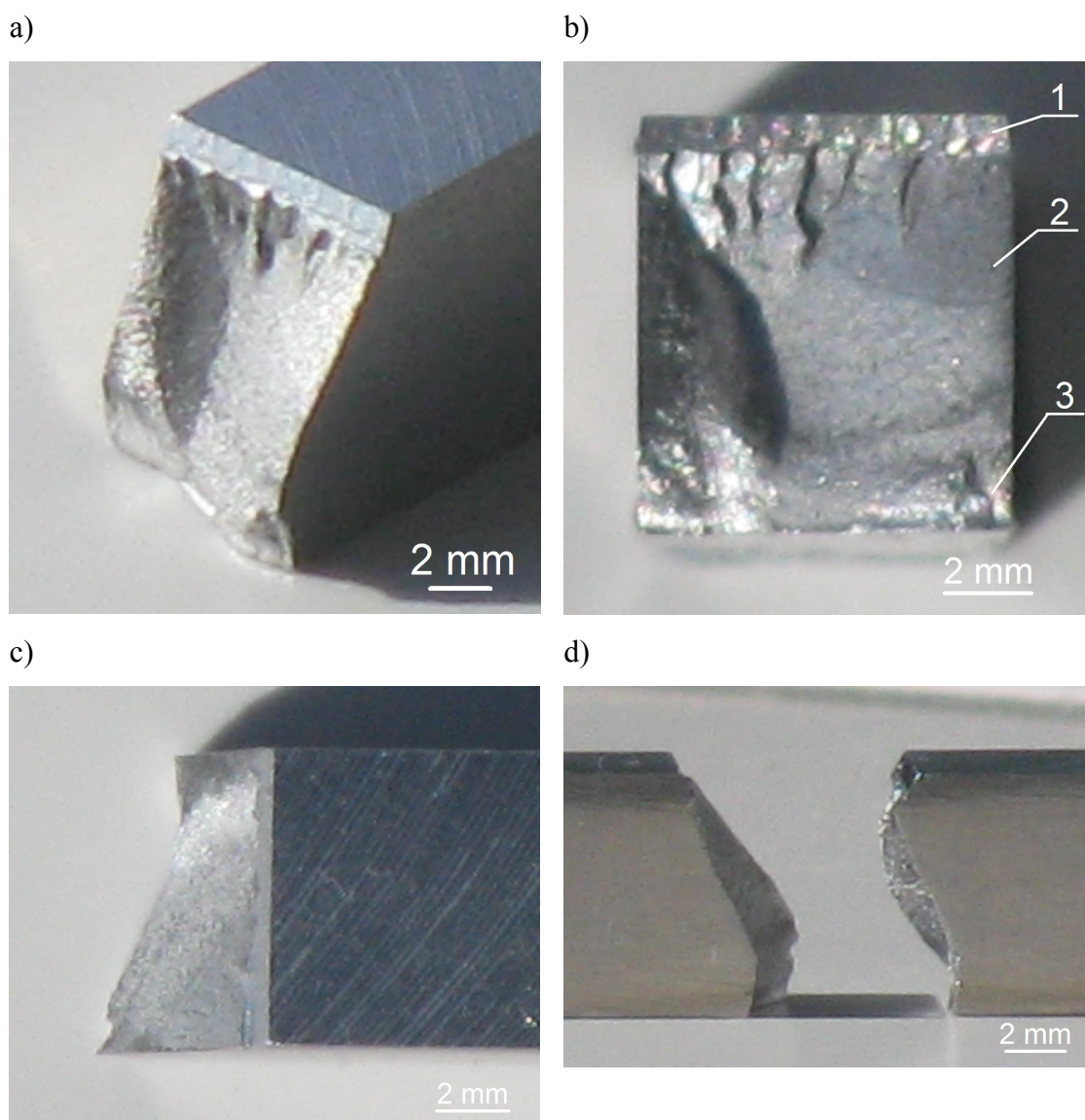


Rys. 6.28. Przykładowe zdjęcia ścieżek rozwoju pęknięcia po stronie czynnej próbki przy: a) skręcaniu, b) zginaniu ze skręcaniem

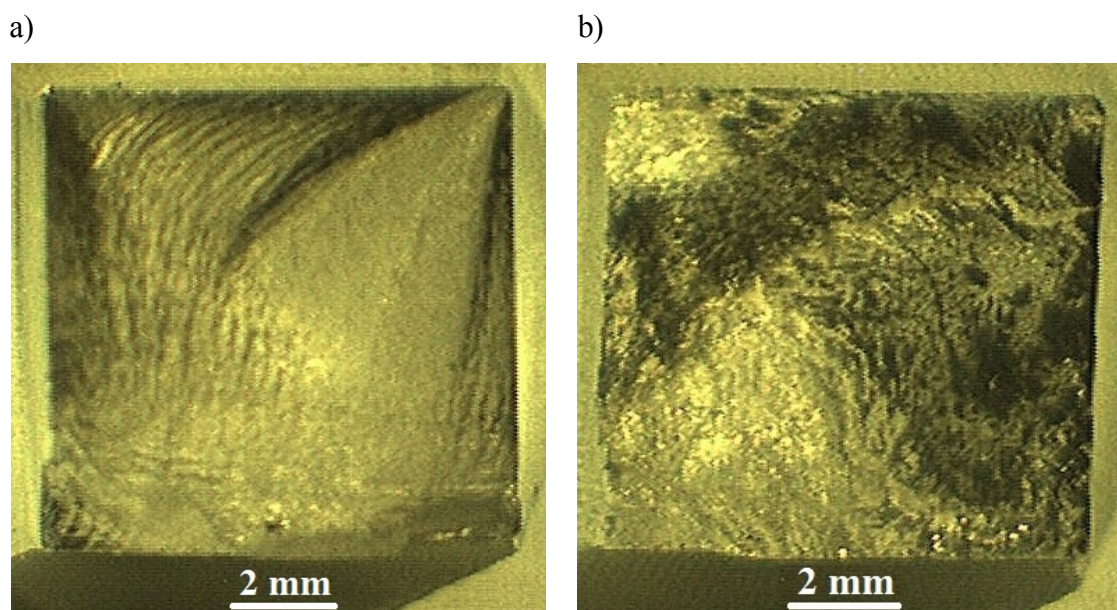
Podczas badań doświadczalnych przy skręcaniu ścieżka rozwoju pęknięcia przebiegała pod kątem $\alpha_1 = 0 \div 2^\circ$ (rys. 6.28a). Natomiast przy zginaniu ze skręcaniem ścieżka pęknięcia przebiegała pod kątem $\alpha_1 = 40 \div 45^\circ$ (rys. 6.28b). Podczas rozwoju ścieżek pęknięcia w próbkach poddanych zginaniu ze skręcaniem występuje najczęściej rozwój pęknięć w płaszczyźnie największych naprężeń stycznych i normalnych. Przykładowa próbka pokazana na rys. 6.29 była badana przy zginaniu ze skręcaniem dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ i promienia zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm. Na rys. 6.29 pokazano odchylenie płaszczyzny złomu od płaszczyzny prostopadłej do osi próbki, które jest spowodowane udziałem obciążeń skręcających. Rys. 6.29a przedstawia widok przestrzenny powierzchni złomu zmęczeniowego próbki. Na rys. 6.29b pokazano powierzchnię złomu zmęczeniowego od czoła próbki, na której widoczne są trzy charakterystyczne strefy: 1) karb, 2) strefa zmęczeniowa, 3) przełom doraźny. Na powierzchni złomu zmęczeniowego (rys. 6.29b) widoczna jest duża strefa zmęczeniowa i mały przełom doraźny (strefa resztkowa). Strefa zmęczeniowa jest większa i gładsza, jeśli były zastosowane mniejsze obciążenia (naprężenia). W strefie tej występują linie zmęczeniowe, które wywołane są zwiększeniem się prędkości pęknięć zmęczeniowych. Przełom doraźny powstaje nagle w ostatnim okresie pracy elementu (próbki). W jego okolicy brak jest widocznych odkształceń plastycznych, a więc ma on charakter przełomu kruchego o powierzchni wizualnie bardziej gruboziarnistej. Na rys. 6.29c przedstawiono widok z góry badanej próbki, natomiast na rys. 6.29d pokazano ścieżkę rozwoju pęknięcia zmęczeniowego dla tej samej próbki, lecz od strony biernej.

Na rys. 6.30 ukazano przykładowe powierzchnie złomów zmęczeniowych próbek poddanych skręcaniu dla dwóch różnych współczynników asymetrii cyklu $R = -1$ i $R = 0$. Zaobserwowano, że powierzchnia przełomu zmęczeniowego została zainicjowana od górnego lewego wierzchołka przekroju poprzecznego próbek (od strony czynnej próbki). Następnie na rys. 6.30a widać, że rozwój pęknięcia przebiegał w postaci prążków zmęczeniowych o kształcie nieliniowym przemieszczającym się do środka próbki (zarówno z jednej jak i drugiej strony po przekątnej wierzchołka górnego lewego i dolnego prawego). Po przejściu z pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego na pęknięcie na wskroś obserwuje się powierzchnię pęknięcia gładszą i bardziej błyszczącą (rys. 6.30a). Na rys. 6.30b dla $R = 0$ prążki zmęczeniowe są mniej widoczne ze względu na występujące dodatkowe obciążenie statyczne, które powoduje

wycieranie ich w trakcie badań. W środku przelomu próbki obserwuje się większą chropowatość strefy zmęczeniowej niż to występowało dla $R = -1$. Na powierzchniach złomów zmęczeniowych (rys. 6.30a i 6.30b) widoczne są duże strefy zmęczeniowe i małe przelomy doraźne (strefy resztkowe). Inicjację i rozwój pęknięć zmęczeniowych od wierzchołka próbek przy skręcaniu można tłumaczyć tym, że w tych miejscach występują maksymalne odkształcenia, które decydują o zniszczeniu próbek [43].

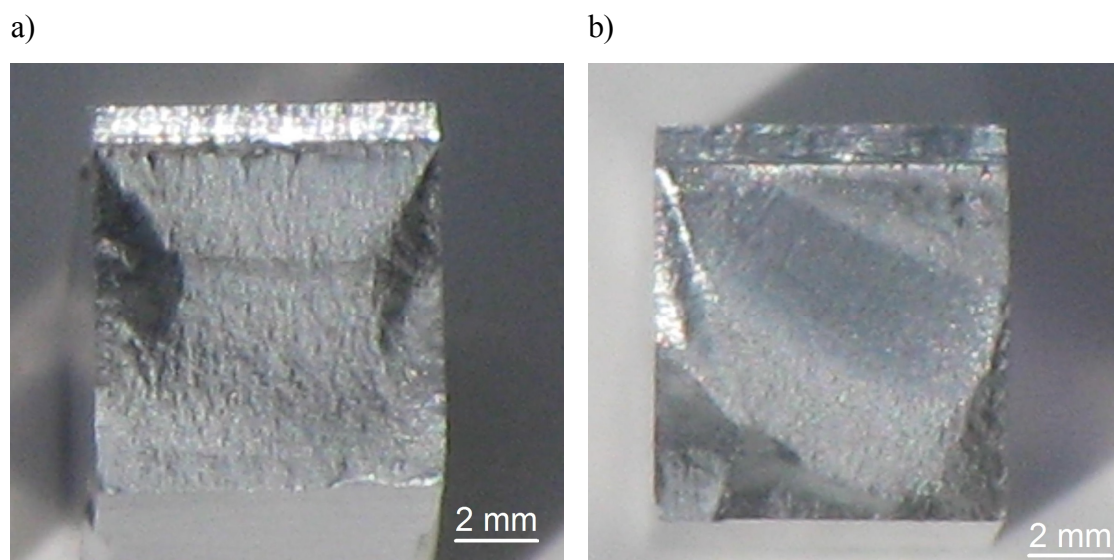


Rys. 6.29. Przykładowy rozwój pęknięcia i powierzchni złomu próbki poddanej zginaniu ze skręcaniem gdzie: a) powierzchnia złomu zmęczeniowego - widok przestrzenny próbki, b) powierzchnia złomu zmęczeniowego, c) widok z góry próbki, d) ścieżka rozwoju pęknięcia zmęczeniowego – widok strony biernej próbki



Rys. 6.30. Fotografie powierzchni złomów próbek poddanych skręcaniu dla:
a) $R = -1$, b) $R = 0$

Na rys. 6.31a przedstawiono powierzchnię złomu zmęczeniowego próbki poddanej zginaniu przy $R = -1$. Zaobserwowano równomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych po obu stronach bocznych próbki. Powierzchnia strefy zmęczeniowej została zainicjowana od krawędzi karbu. W strefie tej widoczne są linie zmęczeniowe (o kształcie poziomej linii) przemieszczającej się do dolnej krawędzi próbki. Rys. 6.31b pokazuje przykładową powierzchnię złomu zmęczeniowego próbki poddanej zginaniu ze skręcaniem dla $R = -1$. Zaobserwowano, że dla $R = -1$ powierzchnia przełomu zmęczeniowego została zainicjowana od górnego prawego wierzchołka przekroju poprzecznego próbek (od strony czynnej próbki). Rozwój pęknięcia przebiegał w postaci linii zmęczeniowych (o kształcie łukowym) przemieszczających się do środka próbki. Przy zginaniu ze skręcaniem linie zmęczeniowe są o mniejszych krzywiznach (o większym promieniu) niż przy skręcaniu, dlatego w trakcie badań doświadczalnych przy zginaniu ze skręcaniem obserwowano mniejsze różnice nierównomiernego rozwoju pęknięcia po obu stronach bocznych próbki.



Rys. 6.31. Powierzchnie złomów zmęczeniowych próbek poddanych: a) zginaniu, b) zginaniu ze skręcaniem

6.7. Podsumowanie

Badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych zostały wykonane na próbkach o przekroju poprzecznym prostokątnym z karbem zewnętrznym jednostronnym o długości $a_0 = 2$ mm oraz różnych promieniach zaokrąglenia dna karbu $\rho = 0,2$ mm, 5 mm, 10 mm i 22,5 mm. Przeprowadzono je przy zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. Badania realizowano przy obciążeniu z kontrolowaną siłą w zakresie niskiej i wysokiej liczby cykli. Użyto do nich próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6 (AW-2017A-T4). Prezentowane wyniki badań doświadczalnych propagacji pęknięć zmęczeniowych umożliwiają określenie zachowania się stopu aluminium PA6 w przypadku różnych koncentratorów naprężenia, współczynników asymetrii cyklu oraz prostych i złożonym (mieszanym) sposobie obciążenia. Prowadzono je na trzech próbkach dla każdego poziomu obciążenia. Wyniki badań przedstawiono w postaci wykresów długości pęknięć „a” w funkcji liczby cykli N oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych da/dN w funkcji zakresu zmian współczynnika intensywności naprężenia ΔK .

Wyniki badań doświadczalnych rozwoju pęknięć potwierdzają, że zmiana współczynnika asymetrii cyklu z $R = -1$ do $R = 0$ powoduje spadek trwałości zmęczeniowej o około 12 razy przy zginaniu (dla $\rho = 22,5$ mm) o około 11 razy przy skręcaniu i o ponad 11 razy przy zginaniu ze skręcaniem (dla $\rho = 22,5$ mm), przy

jednoczesnym wzroście prędkości pęknięć zmęczeniowych. Uzyskano zadowalającą zgodność wyników obliczeń według równania Parisa z wynikami otrzymanymi z badań doświadczalnych. Ponadto stwierdzono, że zmiana kształtu karbu (przy zginaniu i zginaniu ze skręcaniem) z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje znaczny wzrost trwałości zmęczeniowej próbek dla współczynników $R = -1, -0,5$ i 0 . Podczas badań doświadczalnych przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem zauważono nierównomierny rozwój pęknięć zmęczeniowych po obu stronach bocznych próbek. Przebiegał on dwuetapowo. Najpierw obserwowano pęknięcia krawędziowe ćwierćeliptyczne, które następnie przechodziły w pęknięcia na wskroś. Zaproponowano współczynnik korekcyjny Y_{2FR} , który wpływa na zmiany wartości zakresu parametru ΔK_I dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu podczas propagacji pęknięć. Zauważono, że im mniejszy promień zaokrąglenia dna karbu tym większa różnica pomiędzy wyliczonymi wartościami zakresu WIN z równań (4.6) i (4.10), co jest zgodne z literaturą i rzeczywistym oddziaływaniem karbów. Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych zaobserwowano, że stopy PA6 i PA7 pomimo podobnych struktur różnią się przebiegiem rozwoju ścieżek pęknięcia. W stopie PA7 tworzą się lokalnie rozbudowane siatki pęknięć, które nie występują w PA6. W obu stopach pęknięcie główne ma bardzo nieregularny charakter i przebiega transkryystalicznie poprzez ziarna roztworu stałego α . Ponadto zauważono, że zastosowanie obróbki cieplnej polegającej na utwardzaniu wydzieleniowym powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej próbek badanych stopów PA6 i PA7. Na podstawie dokonanej analizy rozwoju ścieżek pęknięcia i powierzchni złomów zmęczeniowych badanych próbek, określono rodzaj i kierunek rozwoju pęknięcia dla badanych sposobów obciążenia, jak również pozwoliło to na określenie, które naprężenia lub odkształcenia dominowały przy poszczególnych sposobach obciążenia.

7. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych i obliczeń numerycznych rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach o przekroju poprzecznym prostokątnym poddanych zginaniu, skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem można sformułować następujące wnioski:

1. Przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem zaobserwowano dwuetapowy rozwój pęknięć zmęczeniowych. W początkowym etapie badań obserwowano pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptyczne, które podczas propagacji przechodziły w pęknięcia na wskroś próbki. W próbkach:
 - zauważono, że różnica długości pęknięć po obu stronach bocznych próbki jest większa dla współczynnika asymetrii cyklu $R = -1$ niż dla $R = -0,5$ i $R = 0$,
 - zauważono również, że różnica długości pęknięć po obu stronach bocznych próbki jest większa przy skręcaniu niż przy zginaniu ze skręcaniem,
 - na przelomach zmęczeniowych zaobserwowano, że przy zginaniu ze skręcaniem prążki zmęczeniowe są o mniejszych krzywiznach niż przy skręcaniu.
2. Zaproponowano współczynnik Y_{2FR} uwzględniający geometrię karbu, który wpływa na zmiany zakresu parametru ΔK_I dla różnych promieni zaokrąglenia dna karbu podczas propagacji pęknięć.
3. Wykazano, że im mniejszy promień zaokrąglenia dna karbu tym większa różnica pomiędzy wyliczonymi wartościami zakresu WIN z uwzględnieniem i bez uwzględnienia współczynnika Y_{2FR} , co jest zgodne z rzeczywistym oddziaływaniem karbów.
4. Potwierdzono, że zmiana współczynnika asymetrii cyklu z $R = 0$ do $R = -1$ powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej oraz spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu, skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem.
5. Stwierdzono, że zmiana promienia zaokrąglenia dna karbu z $\rho = 0,2$ mm na $\rho = 22,5$ mm powoduje znaczny wzrost trwałości zmęczeniowej oraz spadek prędkości pęknięć zmęczeniowych w próbach przy zginaniu i zginaniu ze skręcaniem dla badanych współczynników asymetrii cyklu R .
6. Wykazano, że zmiana sposobu obciążenia ze skręcania na zginanie ze skręcaniem dla badanych współczynników R powoduje wzrost trwałości zmęczeniowej.

7. Zauważono, że pęknięcie główne w stopie PA6 ma bardzo nieregularny charakter i przebiega transkryystalicznie poprzez ziarna roztworu stałego α , ponadto zaobserwowano liczne pęknięcia boczne.
8. Zaobserwowano, że stopy aluminium PA6 i PA7 pomimo podobnych struktur różnią się przebiegiem rozwoju ścieżek pęknięcia. W stopie PA6 występują mniej rozbudowane lokalne siatki pęknięć niż w stopie PA7.
9. Wykazano, że stop PA6 ma nieznacznie niższą trwałość zmęczeniową bez i po utwardzaniu wydzieleniowym w porównaniu do stopu PA7.
10. Potwierdzono, że współczynnik asymetrii cyklu R występujący w równaniu Formana nie ma istotnego wpływu (dla badanych przypadków) na dokładność opisu wyników badań doświadczalnych w porównaniu z równaniem Parisa.
11. Porównując wyniki uzyskane z metody elementów brzegowych z wynikami z metody analitycznej wykazano, że błąd względny nie przekracza 10%. Przy skręcaniu dla pęknięć krawędziowo ćwierćeliptycznych uzyskane wyniki wyliczone za pomocą MEB dają większe wartości naprężeń niż wyliczone metodą analityczną, natomiast przy zginaniu ze skręcaniem tendencja jest odwrotna.

Wyniki zaprezentowane w niniejszej pracy mogą być inspiracją do dalszych badań rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla próbek poddanych skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem o przekroju poprzecznym prostokątnym, lecz wykonanych z innego materiału (np.: stali konstrukcyjnej lub stopu tytanu) niż przedstawiony w tejże pracy. Otrzymane wyniki badań umożliwiłyby określenie procentowego udziału pęknięcia krawędziowo ćwierćeliptycznego oraz pęknięcia przechodzącego na wskroś próbki w stosunku do całkowitej długości pęknięcia.

LITERATURA

- [1] ACHELNIK H., JAMROZ L.: Urządzenie do badań zmęczeniowych dla obciążeń o przebiegach niesymetrycznych. Patent – P112497, Świadectwo autorskie nr 155292 o dokonaniu wynalazku, UPPRL, Warszawa 1982.
- [2] ADIB A. M. L., BAPTISTA C. A. R. P.: An exponential equation of fatigue crack growth in titanium. *Materials Science and Engineering*, Vol. 452-453, 2007, pp. 321-325.
- [3] ASTM E813 – 89, Standard test method for J_{Ic} , a measure of fracture toughness. American Society for Testing and Materials, Philadelphia 1987.
- [4] ATZORI B., LAZZARIN P., MENEGHETTI G.: Fracture mechanics and notch sensitivity. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 26, 2003, pp. 257-267.
- [5] BAPTISTA C. A. R. P., ADIB A. M. L., TORRES M. A. S., PASTOUKHOV V. A.: Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al 2524 T3 alloy with an enhanced exponential model. *Mechanics of Materials*, Vol. 51, 2012, pp. 66-73.
- [6] BARTOSIEWICZ L., KRAUSE L., SENGUPTA A., PUTATUNDA.: Application of a new model for fatigue threshold in a structural steel weldment. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 45, No. 4, 1993, pp. 463-477.
- [7] BENEDETTI M., FONTANARI V., SANTUS C., BANDINI M.: Notch fatigue behaviour of shot peened high-strength aluminium alloys: Experimental and predictions using a critical distance method. *International Journal of Fatigue*, Vol. 32, 2010, pp. 1600-1611.
- [8] BENTHEM J. P.: Stress in the region of rounded corners. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 23, 1987, pp. 239-252.
- [9] BERETTA S., FOLETTI S., VALIULLIN K.: Fatigue strength for small shallow defects/cracks in torsion. *International Journal of Fracture*, Vol. 33, 2011, pp 287-299.
- [10] BERTO F., LAZZARIN P., YATES J. R.: Multiaxial fatigue of V-notched steel specimens: a non-conventional application of the local energy method. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 34, 2011, pp. 921-943.
- [11] BROOKS R. R., RAINFORTH W. M.: The effect of microstructure on the morphology of fatigue cracks in UDIMET 720. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 23, 2000, pp. 725-736.

- [12] BUKOWSKI L., KŁYSZ S.: Investigations into fatigue crack propagation in WT-9 titanium alloy. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, Vol. 32, No. 1, 1994, pp. 43-57.
- [13] BULLOCH J. H.: Fatigue threshold in steels – Mean stress and microstructure influences. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 58, No. 1, 1994, pp. 103-127.
- [14] CARLSON R. L., KARDOMATEAS G. A.: Effects of compressive load excursions on fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue*, Vol. 16, No. 2, 1994, pp. 141-147.
- [15] CHELL G. G., GIRVAN E.: An Experimental Technique for Fast Fracture Testing in Mixed Mode. *International Journal of Fracture*, Vol. 14, 1978, pp. 81-84.
- [16] COTTERELL B., RICE J. R.: Slightly curved or kinked cracks. *International Journal of Fracture*, Vol. 16, 1980, pp. 155-169.
- [17] CZEREPANOV G. P.: O rasprostranieni trieszczin w spłoszonej sriedie. *PMM*, Tom 31, No. 3, 1967, ss. 476-488.
- [18] DABAYEH A., XU R., TOPPER T.: Fatigue of cast aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, No. 2, 1996, pp. 95-104.
- [19] DANIEWICZ S. R., BLOOM J. M.: An assessment of geometry effects on plane stress fatigue crack closure using a modified strip-yield model. *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, No. 7, 1996, pp. 483-490.
- [20] DERPEŃSKI Ł., SEWERYN A.: Numeryczna analiza pękania próbek z karbami wykonanych z materiałów sprężysto-plastycznych. *Acta Mechanica et Automatica*, Vol. 1, No. 1, 2007, ss. 27-30.
- [21] DOWLING N. E., BEGLEY J. A.: Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral. In: *Mechanics of Crack Growth*, ASTM STP 590, 1976, pp. 82-103.
- [22] DUGDALE D. S.: Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solid*, Vol. 8, 1960, pp. 100-104.
- [23] DURAN JAR., CASTRO JTP., FILHO JCP.: Fatigue crack propagation prediction by cyclic plasticity damage accumulation models. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 26, No. 2, 2003, pp. 137-150.
- [24] ELBER W.: Einfluss der plastischen Zone auf die rissausbreitung unter schwingbelastung. *Materialprüfung*. No. 6, 1970, pp. 189–193.

- [25] ELHADDAD M. H., DOWLING N. F., TOPPER T. H., SMITH K. N.: J integral applications for short fatigue cracks at notches. *International Journal of Fracture*, Vol. 16, 1980, pp. 1524.
- [26] ERDOGAN F., SIH G. C.: On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, 1963, pp. 519-525.
- [27] ESHELBY J. D.: The force on an elastic singularity. *Phil. Trans. R. Soc., London*, 1951, pp. 87-112.
- [28] FASZYŃKA S.: Wpływ współczynnika asymetrii cyklu na rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach poddanych zginaniu. *Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Seria: Mechanika z. 105, Nr kol. 354/2015*, ss. 53-56.
- [29] FASZYŃKA S.: Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu i zginaniu ze skręcaniem w próbkach z karbem ostrym. *Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Seria: Mechanika z. 104, Nr kol. 353/2014*, ss. 51-54.
- [30] FASZYŃKA S.: Wpływ koncentratora naprężenia na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu. *Wpływ młodych naukowców na osiągnięcia polskiej nauki, nauki inżynierskiej*, Wyd. Creativetime, Kraków 2014, ss. 257-262.
- [31] FASZYŃKA S.: Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu i skręcaniu. *Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Seria: Mechanika z. 102, Nr kol. 349/2013*, ss. 43-46.
- [32] FASZYŃKA S.: Analiza stanu odkształcenia w procesie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego w próbce poddanej zginaniu, *Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Seria: Mechanika z. 100, Nr kol. 345/2012*, ss. 27-30.
- [33] FASZYŃKA S., LEWANDOWSKI J., ROZUMEK D.: Numerical analysis of stress and strain in specimens with rectangular cross-section subjected to torsion and bending with torsion. *Acta Mechanica et Automatica*, Vol. 10, No. 1, 2016, pp. 5-11.
- [34] FASZYŃKA S., LEWANDOWSKI J., ROZUMEK D.: Analysis of stress and strain in specimens with rectangular section subjected to torsion and bending with torsion, 8-th International Symposium on Mechanics of Materials and Structures, May 31 – June 3 2015, Augustów (Poland), pp. 61-62.
- [35] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Wpływ karbu na zmiany wartości współczynnika intensywności naprężenia podczas wzrostu pęknięć zmęczeniowych dla stopu PA6, *Przegląd Mechaniczny*, Nr 7/2016, ss. 40-44.

- [36] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Analysis of crack growth path under simple and mixed-mode loading in specimens with rectangular section. *Solid State Phenomena*, Vol. 251, 2016, pp. 194-199.
- [37] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Fatigue crack growth in specimens with rectangular section under torsion and bending with torsion. *Solid State Phenomena*, Vol. 250, 2016, pp. 10-15.
- [38] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Wpływ karbu na zmiany wartości współczynnika intensywności naprężenia podczas wzrostu pęknięć zmęczeniowych. XXVII Sympozjon Podstaw Konstrukcji Maszyn, 22 – 26 września 2015, Zakopane. *Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Seria: Mechanika* z. 106, Nr kol. 356/2015, ss. 47.
- [39] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach o przekroju prostokątnym przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem. XV Krajowa Konferencja Mechaniki Pękania, 15 – 18 września 2015, Kielce, ss. 33-34.
- [40] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Analysis of crack growth path under simple and mixed-mode loading in specimens with rectangular section, 11-th International Conference Mechatronic Systems and Materials, 7–9 July 2015, Kaunas (Lithuania), pp. 71-72.
- [41] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Badania procesu pęknięcia stopów PA6 i PA7 w warunkach zginania wahadłowego. *Inżynieria Materiałowa* 2 (204), 2015, ss. 74-77.
- [42] FASZYŃKA S., ROZUMEK D.: Zastosowanie programu FRANC3D do obliczeń rozwoju pęknięć. *Mechanik*, Nr 11/2014, ss. 932-934.
- [43] FASZYŃKA S., ROZUMEK D., HEPNER M.: Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy skręcaniu w próbkach o przekroju prostokątnym. *Przegląd Mechaniczny*, Nr 6/2014, ss. 39-44.
- [44] FASZYŃKA S., ROZUMEK D., LEWANDOWSKI J.: Crack growth path in specimens with rectangular section under bending with torsion. *Solid State Phenomena*, Vol. 224, 2015, pp. 133-138.
- [45] FASZYŃKA S., ROZUMEK D., LEWANDOWSKI J.: Rozwój ścieżki pęknięcia przy cyklicznym zginaniu ze skręcaniem w próbkach o przekroju prostokątnym. XXV Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pękania, 20 – 23 Maj 2014, Bydgoszcz – Fojutowo, Wydawnictwo Uczelniane Uniwersytetu Technologiczno-Przyrodniczego, ss. 49-50.

- [46] FILIPPI S., LAZZARIN P.: Distributions of the elastic principal stress due to notches in finite size plates and rounded bars uniaxially loaded. *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, 2004, pp. 377-391.
- [47] FILIPPI S., LAZZARIN P., TOVO R.: Developments of some explicit formulas useful to describe elastic stress fields ahead of notches in plates. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 39, 2002, pp. 4543-4565.
- [48] FORMAN R. G., KEARNEY V. E., ENGLE R. M.: Numerical analysis of crack propagations in cycling – loaded structures. *International Journal of Basic Engineering* 89, ASME 124, 1967, pp. 456-463.
- [49] GASIAK G., GRZELAK J.: Badanie prędkości propagacji szczeliny zmęczeniowej przy rozciąganiu dla różnych wartościach obciążenia średniego. XVI Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, 12-14.10.1994, Jachranka, Politechnika Warszawska, ss. 80-83.
- [50] GASIAK G., GRZELAK J.: Badanie wpływu naprężenia średniego na prędkość pęknięcia zmęczeniowego przy rozciąganiu stali 10HNAP. *Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanik z. 50*, Kielce, 1993, ss. 141-148.
- [51] GASIAK G., LACHOWICZ C. T., ROZUMEK D.: Badania wpływu parametrów geometrycznych próbki na prędkość pęknięcia przy wahadłowym zginaniu. XIX Sympozjum Zmęczenia Materiałów i Konstrukcji, Akademia Techniczno-Rolnicza Bydgoszcz-Pieczyska, 2000, ss. 141-148.
- [52] GASIAK G., PAWLICZEK R., ROZUMEK D.: Trwałość materiałów konstrukcyjnych przy obciążeniach cyklicznych z udziałem wartości średniej obciążenia. *Oficyna Wydawnicza Politechniki Opolskiej, Opole*, 2002, s. 312.
- [53] GASIAK G., ROZUMEK D.: ΔJ -integral range estimation for fatigue crack growth rate description. *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, No. 2, 2004, pp. 135-140.
- [54] GASIAK G., ROZUMEK D., LACHOWICZ C. T.: Badanie wpływu obciążenia średniego na prędkość pęknięcia w stali 18G2A przy zmiennym zginaniu. XIX Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, Jachranka 2000, Politechnika Warszawska, ss. 227-232.
- [55] GLADSKYI M., FATEMI A.: Notched fatigue behavior including load sequence effects under axial and torsional loadings. *International Journal of Fracture*, Vol. 55, 2013, pp. 43-53.
- [56] GREŃ J.: *Statystyka matematyczna*. PWN, Warszawa 1987.

- [57] GRIFFITH A. A.: The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society, Series A*, Vol. 221, 1921, pp. 163-198.
- [58] HEROLD H., STREITENBERGER M., ZINKE M., ORAZI L., CAMMAROTA G. O.: An experimental and theoretical approach for an estimation of ΔK_{th} . *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 23, No. 9, 2000, pp. 805-812.
- [59] HERTEL O., DÖRING R., VORMWALD M.: Cyclic J-integral under nonproportional loading. *Proceeding of the 7th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, DVM Berlin, 2004, pp. 531-536.
- [60] IACOVIELLO F., BONIARDI M., LA VECCHIA G. M.: Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22Cr5Ni. *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, 1999, pp. 957-963.
- [61] INGLIS C. E.: Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. *Transactions of the Institute of Naval Architects*, Vol. 55, 1913, pp. 219-241.
- [62] IRWIN G. R.: Plastic zone near a crack and fracture toughness. In: *Proceeding of the 7th Sagamore Ordnance Materials Conference*, Syracuse University, Vol. IV, 1960, pp. 63-78.
- [63] IRWIN G. R.: Analysis of stress and strain near the end of crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, 1957, pp. 361-364 (Discussion, *J. Appl. Mech.*, Vol. 25, 1958, pp. 299-303).
- [64] JASTRZĘBSKI P., MUTERMILCH J., ORŁOWSKI W.: *Wytrzymałość materiałów*, Wyd. „Arkady”, Warszawa 1985, ss. 278-285.
- [65] JONES R., MOLENT L., PITT S.: Similitude and the Paris crack growth law. *International Journal of Fatigue*, Vol. 30, No. 10-11, 2008, pp. 1873-1880.
- [66] KIMACHI H., TANAKA K., AKINIWA Y., YU H.: Elastic-plastic fatigue crack propagation under mixed-mode (I+III) cyclic torsion and axial loading. *International Conference on Fatigue Crack Paths*, Parma, 2003, ps. 8.
- [67] KLESNIL M., LUKAS P.: Influence of strength and stress history on growth and stabilization of fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 4, No. 1, 1972, pp. 77-92.
- [68] KOCAŃDA S.: *Zmęczeniowe pękanie metali*. WNT, Warszawa 1985, s. 492.
- [69] KOCAŃDA D., KOCAŃDA S., MIERZYŃSKI J., SADOWSKI J.: Krótkie i długie pęknięcia zmęczeniowe w stopie tytanu WT3-1 w złożonym stanie naprężeń. *Przegląd Mechaniczny*, Nr 7-8, 2002, ss. 32-37.

- [70] KOCĄNDA S., SZALA J.: Podstawy obliczeń zmęczeniowych. PWN, Warszawa 1997, s. 288.
- [71] KRUGER L., GRUNDMANN N., TRUBITZ P.: Influence of microstructure and stress ratio on fatigue crack growth in a Ti-6-22-22-S alloy. *Materials Today: Proceedings 2S*, 2015, pp. 205-211.
- [72] KUJAWSKI D.: A new $(K_{\max}\Delta K^+)^{0,5}$ driving force parameter for crack growth in aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, No. 8, 2001, pp. 733-740.
- [73] KUJAWSKI D.: Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, No. 1, 2001, pp. 95-102.
- [74] LARDNER R. W.: A dislocation model of fatigue crack growth in metals. *Philosophical Magazine*, Vol. 17, No. 145, 1968, pp. 71-82.
- [75] LAZZARIN P., FILIPPI S.: A generalized stress intensity factor to be applied to rounded V-shaped notches. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 43, 2006, pp. 2461-2478.
- [76] LAZZARIN P., TOVO R.: A unified approach to the evaluation of linear elastic stress field in the neighbourhood of crack and notches. *International Journal of Fracture*, Vol. 78, 1996, pp. 3-19.
- [77] LAZZARIN P., TOVO R., MENEGHETTI G.: Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity. *International Journal of Fatigue*, Vol. 19, No. 8, 1997, pp. 647-657.
- [78] LEE J. H., KIM Y. J., YOON K. B.: An interpretation of the C1 parameter for increasing load conditions. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 22, No. 10, 1999, pp. 859-867.
- [79] LEGUILLON D., YOSIBASH Z.: Crack onset at a V-notch. Influence of the notch tip radius. *International Journal of Fracture*, Vol. 122, 2003, pp. 1-21.
- [80] LEWANDOWSKI J., ROZUMEK D., FASZYNKA S.: Signals and locations of defects obtained in the ultrasonic tests for the different materials, 10th International Conference Mechatronic Systems and Materials, 7-10 July 2014, Opole (Poland), pp. 112-113.
- [81] LIN G. M., FINE M. E.: Effect of grain size and cold work closure in iron. *Scripta Metallurgica*, Vol. 16, 1982, pp. 1249-1254.

- [82] MANN T.: The influence of mean stress on fatigue crack propagation in aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, No. 8, 2007, pp. 1393-1401.
- [83] MANN T., TVEITEN B. W., HARKEGARD G.: Fatigue crack growth analysis of welded aluminium RHS T-joints with manipulated residual stress level. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 29, No. 2, 2006, pp. 113-122.
- [84] MANSON S. S.: Interface between fatigue, creep and fracture. *International Journal of Fatigue Mechanics*, Vol. 2, No. 1, 1966, pp. 327-363.
- [85] MARCISZ E., MARCINIAK Z., ROZUMEK D., MACHA E.: Fatigue characteristics of aluminium alloy 2024 under cyclic bending with the controlled energy parameter. *Key Engineering Materials*, Vols. 592-593, 2014, pp. 684-687.
- [86] MCEVILY A. J., RITCHIE R. O.: Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 21, 1998, pp. 847-855.
- [87] MILLER K. J.: The two thresholds of fatigue behaviour. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 16, No. 9, 1993, pp. 931-939.
- [88] MOHANTY J. R., MAHANTA T. K., MOHANTY A., THATOI D. N.: Prediction of constant amplitude fatigue crack growth life of 2024 T3 Al. alloy with R-ratio effect by GP. *Applied Soft Computing*, Vol. 26, 2015, pp. 428-434.
- [89] NALLA K. R., CAMPBELL J. P., RITCHIE R. O.: Mixed-mode, high-cycle fatigue crack growth thresholds in Ti-6Al-4V: Role of small cracks. *International Journal of Fatigue*, Vol. 24, 2002, pp. 1047-1062.
- [90] NODA N. A., SERA M., TAKASE Y.: Stress concentration factors for round and flat test specimens with notches. *International Journal of Fatigue*, Vol. 17, No. 3, 1995, pp. 163-178.
- [91] NOROOZI A. H., GLINKA G., LAMBERT S.: A study of the stress ratio effects on fatigue crack growth rate using the unified two-parameter fatigue crack growth driving force. *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, No. 9-11, 2007, pp. 1616-1633.
- [92] NUISMER R. J.: An energy release rate criterion for mixed mode fracture. *International Journal of Fracture*, Vol. 11, 1975, pp. 245-250.
- [93] OHATA A., SASAKI E.: Influence of stress ratio on the threshold level for fatigue crack propagation in high strength steel. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, No. 2, 1997, pp. 307-315.

- [94] OROWAN E.: Fundamentals of brittle behavior of metals. In: *Fatigue and Fracture of Metals* (Ed. W. M. Murray), 1952, pp. 139-167.
- [95] OSTASH O. P., CHEPIL R. V., VIRA V. V.: Fatigue crack initiation and propagation at different stress ratio values of uniaxial pulsating loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 34, 2010, pp. 430-437.
- [96] PADULA II S. A., SHYAM A., RITCHIE R. O., MILLIGAN W. W.: High frequency fatigue crack propagation behavior of a nickel-base turbine disk alloy. *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, No. 7, 1999, pp. 725-731.
- [97] PANASYUK V. V.: *Mechanika kvazichrupkovo rozruszenia materialov*. Nauk. Dumka Kiev, 1991.
- [98] PARIS P. C., BUCCI R. J., WESSEL E. T., CLARK W. G., WAGER T. R.: Extensive study of low fatigue crack rates in A533 and A508 steels. *ASTM STP 513, Part I*, 1972, pp. 141-176.
- [99] PARIS P. C., ERDOGAN F.: A critical analysis of crack propagations laws. *Journal of Basic Engineering, Trans. American Society of Mechanical Engineers*. Vol. 85, No. 4, 1963, pp. 528-534.
- [100] PEARSON S.: The effect of mean stress on fatigue crack propagation in half-inch thick specimens of aluminum alloys of high and low fracture toughness. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 4, No. 1, 1972, pp. 9-14.
- [101] PETERSON R. E.: Notch sensitivity. In: Sines G., Waisman J. L., editors. *Metal Fatigue*. New York: McGraw Hill, 1959, pp. 293-306.
- [102] PICKARD A. C.: *The application of 3-dimensional finite element methods to fracture mechanics and fatigue life prediction*. Chameleon Press LTD, London, 1986, pp. 117-144.
- [103] PN-EN ISO 12737, *Metale. Określanie odporności na pękanie w płaskim stanie odkształcenia*. 2006.
- [104] PN-EN 515, *Aluminium i stopy aluminium. Wyroby przerobione plastycznie. Oznaczenie stanów*. 1996.
- [105] PN-EN 573-3, *Aluminium i stopy aluminium. Skład chemiczny i rodzaje wyrobów przerobionych plastycznie*. 2010.
- [106] PN-EN 755-2, *Aluminium i stopy aluminium. Pręty rury i kształtowniki wyciskane. Własności mechaniczne*. 2010.
- [107] PN-84/H-04308, *Pobieranie próbek do badań własności mechanicznych*. Wyd. Normalizacyjne „Alfa”, Warszawa 1984.

- [108] PN-76/H-04325, Badanie metali na zmęczenie. Pojęcia podstawowe i ogólne wytyczne przygotowania próbek oraz przeprowadzenia prób. Wyd. Normalizacyjne „Alfa”, Warszawa 1976.
- [109] PN-76/H-04326, Badanie metali na zmęczenie. Próba zginania. Wyd. Normalizacyjne „Alfa”, Warszawa 1976.
- [110] PN-84/H-04333, Metale. Metoda badania prędkości wzrostu pęknięcia zmęczeniowego przy stałej amplitudzie obciążenia. Wyd. Normalizacyjne „Alfa”, Warszawa 1984.
- [111] PN-88/H-04336, Metoda badania odporności na pęknięcie przez wyznaczenie krytycznej wartości całki J , J_{Ic} . Wyd. Normalizacyjne „Alfa”, Warszawa 1988.
- [112] POKLUDA J., PIPPAN R.: Can pure mode III fatigue loading contribute to crack propagation in metallic materials? *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 28, 2005, pp. 179-185.
- [113] POLAK J., PETRENEC M., MAN J., OBRTLİK K.: Initiation and short crack growth in austenitic-ferritic duplex steel-effect of positive mean stress. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 35, 2011, pp. 257-268.
- [114] POOK L. P.: The fatigue crack direction and threshold behaviour of mild steel under mixed mode I and III loading. *International Journal of Fatigue*, Vol. 7, 1985, pp. 21-30.
- [115] PRIDDLE E. K.: Some equations describing the constant amplitude fatigue crack propagation characteristics of a mild steel. Berkeley Nuclear Laboratories, 1972, RD/B/N2390.
- [116] RICE J. R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp. 379-386.
- [117] RICHARD H. A., FULLAND M., SANDER M.: Theoretical crack path prediction. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 28, 2005, pp. 3-12.
- [118] ROBERTSON I. M.: Measurement of the effects of stress ratio and changes of stress ratio on fatigue crack growth rate in quenched and tempered steel. *International Journal of Fatigue*, Vol. 16, No. 3, 1994, pp. 216-220.
- [119] ROZUMEK D.: Influence of the slot inclination angle in FeP04 steel on fatigue crack growth under tension. *Materials and Design*, Vol. 30, No. 6, 2009, pp. 1859-1865.

- [120] ROZUMEK D.: Mieszane sposoby pęknięcia zmęczeniowego materiałów konstrukcyjnych. *Studia i Monografie*, z. 241, Politechnika Opolska, Opole 2009, s. 152.
- [121] ROZUMEK D.: Influence of the notch radius on changes of the ΔJ parameter under fatigue crack growth rate. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, Vol. 47, No. 4, 2009, pp. 751-759.
- [122] ROZUMEK D.: Prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 przy mieszanym I+III sposobie obciążenia. *Przegląd Mechaniczny*, Nr 3/2006, ss. 22-26.
- [123] ROZUMEK D.: Influence of the mean loading on fatigue crack growth rate and life under bending. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, Vol. 42, No. 1, 2004, pp. 83-93.
- [124] ROZUMEK D.: Opis prędkości pęknięcia zmęczeniowego w ujęciu energetycznym elementów z karbem przy rozciąganiu i zginaniu. *Przegląd Mechaniczny*, Nr 11/2003, ss. 33-36.
- [125] ROZUMEK D.: Fatigue crack growth of notched members under bending for different stress ratios. *Materials Engineering, Žilina*, Vol. 10, No. 2, 2003, pp. 1-8.
- [126] ROZUMEK D.: Badanie wpływu geometrii próbki, typu koncentratora i rodzaju materiału na trwałość zmęczeniową przy zmiennym zginaniu. *Praca doktorska*, Politechnika Opolska, Opole, 2002, s.156.
- [127] ROZUMEK D., HEPNER M.: Analiza rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopie aluminium PA6 i stali 10HNAP w oparciu o ich mikrostruktury. *Inżynieria Materiałowa*, Nr 2, 2006, ss. 59-63.
- [128] ROZUMEK D., HEPNER M., FASZYŃKA S.: Badania zmęczeniowe na zginanie stopów PA6 i PA7 nieutwardzonych i po utwardzaniu wydzieleniowym. *Mechanik*, Nr 3/2015, ss. 246-249.
- [129] ROZUMEK D., HEPNER M., FASZYŃKA S.: Influence of the titanium and its alloys microstructure on the fatigue crack paths. *Key Engineering Materials*, Vols. 592-593, 2014, pp. 692-695.
- [130] ROZUMEK D., LACHOWICZ C. T.: Prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych w stopie PA6 przy zmiennym zginaniu. *XX Sympozjum Zmęczenia Materiałów i Mechanika Pęknięcia*, Akademia Techniczno-Rolnicza, Bydgoszcz-Pieczyska, 2004, ss. 355-360.

- [131] ROZUMEK D., LACHOWICZ C. T., MACHA E.: Analytical and numerical evaluation of stress intensity factor along crack paths in the cruciform specimens under out-of-phase cyclic loading. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, No. 11, 2010, pp. 1808-1821.
- [132] ROZUMEK D., MACHA E.: Opis rozwoju pęknięć zmęczeniowych w materiałach sprężysto-plastycznych przy proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. *Politechnika Opolska*, Opole 2006, s. 196.
- [133] ROZUMEK D., MACHA E., LAZZARIN P., MENEGHETTI G.: Influence of the notch (tip) radius on fatigue crack growth rate. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, Vol. 44, No. 1, 2006, pp. 127-137.
- [134] ROZUMEK D., MARCINIAK Z.: Fatigue properties of notched specimens made of FeP04 steel. *Materials Science*, Vol. 47, 2012, pp. 462-469.
- [135] ROZUMEK D., MARCINIAK Z.: Prędkość wzrostu pęknięć w płaskich próbkach ze stopu PA6 przy cyklicznym nieproporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. *Przegląd Mechaniczny*, Nr 2/2009, ss. 15-19.
- [136] ROZUMEK D., MARCINIAK Z., MACHA E.: Fatigue crack growth rate in non-proportional bending with torsion loading. *Proc. of the 17th European Conference of Fracture*, Brno, Czech Republic, Eds. J. Pokluda et al., VUTUM Brno, 2008, pp. 160.
- [137] SADANANDA K., SHAHINIEN P.: *International Journal of Fracture*, Vol. 13, 1977, pp. 585-594.
- [138] SAVRUK P., KAZBERUK A.: Koncentracja naprężeń wokół zaokrąglonego karbu o dowolnej krzywiznie wierzchołka. *Acta Mechanica et Automatica*, Vol. 1, No. 1, 2007, ss. 99-102.
- [139] SCHIJVE J.: Some formulas for the crack opening stress level. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 14, No. 3, 1981, pp. 461-465.
- [140] SCHIJVE J., SKORUPA M., SKORUPA A., MACHNIEWICZ T., GRUSZCZYŃSKI P.: Fatigue crack growth in the aluminium alloy D16 under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, No. 1, 2004, pp. 1-15.
- [141] SCHÖLLMANN M., RICHARD H. A., KULLMER G., FULLAND M.: A new criterion for the prediction of the development in multiaxially loaded structures. *International Journal of Fracture*, Vol. 117, 2002, pp. 129-141.

- [142] SHIMOJO M., CHUJO M., HIGO Y., NUNOMURA S.: Effect of load ratio on the deformation behavior of fatigue crack tips. *International Journal of Fatigue*, Vol. 15, No. 6, 1993, pp. 455-459.
- [143] SIH G. C.: Energy-density concept in fracture mechanics. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 5, No. 4, 1973, pp. 1037-1040.
- [144] STRANDBERG M.: A numerical study of the elastic stress field arising from sharp and blunt V-notches in a SENT-specimen. *International Journal of Fracture*, Vol. 100, 1999, pp. 329-342.
- [145] SUN CH., LEI Z., HONG Y.: Effect of stress ratio on crack growth rate and fatigue strength for high cycle and very-high-cycle fatigue of metallic materials. *Mechanics of Materials*, Vol. 69, 2014, pp. 227-236.
- [146] SUTTON M. A., DENG X., MA F., NEWMAN JR. J. C., JAMES M.: Development and application of a crack tip opening displacement-based mixed mode fracture criterion. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 37, 2000, pp. 3591-3618.
- [147] SUSHANT K., REJI J., JAMES M. L.: Incorporating small fatigue crack growth in probabilistic life prediction: Effect of stress ratio in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo. *International Journal of Fatigue*, Vol. 51, 2013, pp. 83-95.
- [148] SUSMEL L.: The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, 2008, pp. 1706-1724.
- [149] SZATA M.: Modelowanie wybranych procesów mechaniki pęknięcia i zmęczenia materiałów z użyciem analizy wymiarowej. Politechnika Wroclawska, Wrocław 2013, s. 106.
- [150] SZATA M.: Opis rozwoju zmęczeniowego pęknięcia w ujęciu energetycznym. Politechnika Wroclawska, Wrocław 2002, s. 145.
- [151] SZUSTA J., SEWERYN A.: Fatigue damage accumulation modelling in the range of complex low-cycle loadings – The strain approach and its experimental verification on the basis of EN AW-2007 aluminum alloy, *International Journal of Fatigue*, Vol. 33, No. 2, 2010, pp. 255-264.
- [152] TANAKA K.: Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches. *International Journal of Fracture*, Vol. 22, 1983, pp. 39-45.
- [153] TAYLOR D.: Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, 1999, pp. 413-420.

- [154] TAYLOR D., LAWLESS S.: Prediction of fatigue behaviour in stress-concentrators of arbitrary geometry. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 53, No. 6, 1996, pp. 929-939.
- [155] THUM A., PETERSEN C., SWENSON O.: *Verformung, Spannung und Kerbwirkung*, VDI, Duesseldorf, 1960.
- [156] TOKARSKI M.: *Metaloznawstwo metali i stopów nieżelaznych*. Wydawnictwo „Śląsk”, Katowice, 1985.
- [157] TOMKINS B.: Fatigue failure in high strength metals. *Philosophical Magazine*, Vol. 23, No. 183, 1971, pp. 687-703.
- [158] TONG J., YATES J. R., BROWN M. W.: Some aspects of fatigue thresholds under mode III and mixed mode III and I loadings. *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, No. 5, 1996, pp. 249-258.
- [159] TSCHEGG E. K.: Mode III and mode I fatigue crack propagation behaviour under torsional loading. *Journal of Materials Science*, Vol. 18, 1983, pp. 1604-1614.
- [160] TSCHEGG E. K.: A contribution to mode III fatigue crack propagation. *Materials Science and Engineering*, Vol. 54, 1982, pp. 127-136.
- [161] VERREMAN Y., ESPINOSA G.: Mechanically short crack growth from notches in a mild steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 20, No. 2, 1997, pp. 129-142.
- [162] VOSIKOVSKY O.: The effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in steel. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 11, No. 3, 1979, pp. 595-602.
- [163] WALKER K.: The effect of stress ratio during crack propagation on fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum. *Effect of Environment and Complex Load History on Fatigue Life.*, ASTM STP 462, Philadelphia 1970, pp. 1-14.
- [164] WANG C.: Effect of stress ratio on short fatigue crack growth. *Trans ASME*, Vol. 118, No. 3, 1996, pp. 362-366.
- [165] WANG X., YIN D., XU F., QIU B., GAO Z.: Fatigue crack initiation and growth of 16MnR steel with stress ratio effects. *International Journal of Fatigue*, Vol. 35, 2012, pp. 10-15.
- [166] WEERTMAN J.: Fatigue crack growth in ductile material. In *Mechanics of Fatigue*, AMD Vol. 47, edited by T. Mura, ASME, 1981, pp. 11-19.

- [167] WEERTMAN J.: Rate of growth of fatigue crack calculated from the theory of infinitesimal dislocations distributed on a plane. *International Journal of Fatigue Mechanics*, Vol. 2, No. 2, 1966, pp. 460–467.
- [168] WEI W., WEI R., KANGDA Z.: Fatigue crack propagation in a high stress concentration area. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 0308-0161, 1994, pp. 25-34.
- [169] WERNER K.: The fatigue crack growth rate crack opening displacement in 18G2A-steel under tension. *International Journal of Fatigue*, Vol. 39, 2012, pp. 25-31.
- [170] WERNER K.: *Pomiary pęknięć i odkształceń*. PAN, Katowice, 2003, s. 133.
- [171] WERNER K.: *Analiza rozwoju półeliptycznych pęknięć zmęczeniowych*. Monografie, Nr 70, Politechnika Częstochowska, Częstochowa, 2000, s. 174.
- [172] www.cfg.cornell.edu/software/software.htm.
- [173] XIAOPING H., TORGEIR M.: Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate. *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, No. 4, 2007, pp. 591-602.
- [174] YAREMA S. J.: Stadijnost ustalostnogo razrusenija i jejo sledstvia. *Fizikochemičeskaja mehanika materialov*, No. 6, 1975, pp. 66-72.
- [175] YATES J. R., MILLER K. J.: Mixed mode (I+III) fatigue thresholds in a forging steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 12, 1989, pp. 259-270.
- [176] ZAPPALORTO M., BERTO F., LAZZARIN P.: Practical expressions for the notch stress concentration factors of round bars under torsion. *International Journal of Fatigue*, Vol. 33, 2011, pp. 382-395.
- [177] ZHAN W., LU N., ZHANG C.: A new approximate model for the R-ratio effect on fatigue crack growth rate. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 119, 2014, pp. 85-96.

STRESZCZENIE

Praca zawiera wyniki badań doświadczalnych rozwoju pęknięć zmęczeniowych oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu, skręcaniu i proporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem. Zostały one wykonywane na maszynie zmęczeniowej MZGS-100 przy stałej amplitudzie momentu i współczynniku asymetrii cyklu $R = -1; -0,5$ i 0 . Do badań zmęczeniowych zostały zastosowane próbki o przekroju poprzecznym prostokątnym i wykonane z stopu aluminium PA6 (AW-2017A-T4). Rozwój pęknięć zmęczeniowych obserwowano metodą optyczną na powierzchniach bocznych oraz górnej próbek. Podczas badań doświadczalnych przy skręcaniu i zginaniu ze skręcaniem zaobserwowano nierównomierny przyrost długości pęknięć po obu stronach bocznych próbek. Wyniki badań doświadczalnych zostały opisane na wykresach długości pęknięć zmęczeniowych w funkcji liczby cykli oraz prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężenia ΔK przy użyciu związku Parisa. Autor zaproponował współczynnik korekcyjny uwzględniający wpływ kształtu karbu do obliczeń zakresu współczynnika intensywności naprężenia.

ABSTRACT

The paper presents experimental tests results on the fatigue crack growth and fatigue crack growth rate under bending, torsion and proportional bending with torsion. The tests were performed at the fatigue test stand MZGS-100 at the constant amplitude of moment and stress ratio $R = -1; -0,5$ and 0 . Specimens with rectangular cross-section were used in fatigue tests and were made of the aluminium alloy PA6 (AW-2017A-T4). Fatigue cracks growth was observed using optical method on specimen lateral surfaces and upper surface. During experimental tests under torsion and proportional bending with torsion was observed a non-uniform fatigue cracks growth on both lateral surfaces of specimens. The experimental test results were described on graphs of the fatigue crack length versus the number of cycles and fatigue crack growth rate versus changes of stress intensity factor range ΔK with use of the Paris equation. The author proposed correction factor takes into account the influence of the shape of the notch for the calculation range of the stress intensity factor.