



Wpływ wstępnego odkształcenia plastycznego na prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopie aluminium D16CzATW w warunkach stałoamplitudowego zginania

JANUSZ MIERZYŃSKI, VOLODYMYR HUTSAYLYUK

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechaniczny, Katedra Budowy Maszyn,
00-908 Warszawa, ul. gen. S. Kaliskiego 2,
jmierzynski@wat.edu.pl, vhutsaylyuk@wat.edu.pl

Streszczenie. Zbadano inicjację i rozwój pęknięć zmęczeniowych w elementach wykonanych ze stopu aluminium D16CzATW w warunkach stałoamplitudowego obciążenia zginającego przy współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$. Badaniom poddano próbki z karbem geometrycznym w postaci otworu walcowego uzyskanego w wyniku wiercenia i rozwiercania, a także w postaci otworu walcowego poddanego kalibracji. Uzyskano duże różnice w zakresie propagacji pęknięć zmęczeniowych w zależności od zastosowanego wariantu badań. Te różnice uzasadniono zmianą stanu naprężenia wokół otworu poddanego kalibracji. Wykazano pojawienie się krótkich pęknięć zmęczeniowych w ograniczonym zakresie naprężeń w przypadku próbek z otworem wierconym i rozwiercanym. Przebiegi rozwoju pęknięć zmęczeniowych porównano z obrazami powierzchni przełomów. Zaobserwowano powiązanie tych przebiegów z mechanizmem pęknięcia.

Słowa kluczowe: stopy aluminium, mechanika pęknięcia, propagacja pęknięć zmęczeniowych, prędkość zmęczeniowego pęknięcia, krótkie pęknięcia zmęczeniowe

1. Wprowadzenie

Badania doświadczalne rozwoju pęknięć zmęczeniowych w różnych materiałach konstrukcyjnych, a w szczególności w stopach aluminium, stanowią od wielu lat jeden z najważniejszych kierunków prac badawczych. Celem tych badań jest pozyskanie charakterystyk wzrostu pęknięć oraz prędkości zmęczeniowego

pęknięcia, wykorzystywanych w analizach prowadzących do optymalnego doboru materiału na elementy konstrukcji lotniczych pracujących w warunkach obciążeń zmiennych. Te charakterystyki stanowią doskonałą podstawę do budowy modeli obliczeniowych służących określeniu trwałości elementów konstrukcyjnych. W prezentowanej pracy przedstawiono analizę rozwoju pęknięć zmęczeniowych na etapie inicjacji i początkowego ich rozwoju w platerowanych próbkach ze stopu aluminium D16CzATW z centralnym otworem. Zastosowano próbki z otworem wierconym i rozwiercanym (bez wstępnego odkształcenia plastycznego) oraz próbki o tej samej geometrii, ale z otworem umocnionym przez kalibrację. Analiza wzrostu pęknięć zmęczeniowych na tym etapie ich rozwoju jest niezwykle ważna z punktu widzenia oceny dopuszczalnej długości pęknięć dla bezpieczeństwa konstrukcji nitowanych, jak również przewidywania trwałości zmęczeniowej.

Te zagadnienia zostały poruszone we wcześniejszej pracy autorów [1], w której główny nacisk położono jednak na mikrofraktograficzną analizę mechanizmów zmęczeniowego pęknięcia.

W pracy [2] przedstawiono wyniki badań w zakresie prędkości zmęczeniowego pęknięcia stopu D16 przy różnych współczynnikach asymetrii cyklu R i naprężeniach maksymalnych σ_{\max} . Dokonano obszernego porównania i dyskusji wyników własnych z danymi literaturowymi dla stopu 2024-T3 [3-5]. Potwierdzono, że zarówno w warunkach stałoaamplitudowego obciążenia, jak i w badaniach z cyklicznie występującymi przeciążeniami oba stopy cechuje podobna odporność na rozwój pęknięć zmęczeniowych. Zwrócono uwagę na niekorzystny wpływ warstwy plateru na trwałość zmęczeniową stopów aluminium oraz znaczny spadek tej trwałości wraz ze wzrostem grubości próbek.

Badania porównawcze trwałości zmęczeniowej oraz wzrostu pęknięć w płaskich próbkach z centralnym karbem wykonanych ze stopu aluminium D16 i 2024 poddanych zginaniu opisano w pracy [6]. Otrzymane wyniki uzupełniono o analizy mikrofraktograficzne przy użyciu mikroskopu TEM. Nie zauważono istotnych różnic w mechanizmach inicjacji oraz kinetyce propagacji pęknięć zmęczeniowych dla obu stopów.

Wpływ wstępnego odkształcenia plastycznego na trwałość zmęczeniową stopu aluminium 2024 zaprezentowano w pracy [7]. Próbki z centralnym otworem poddany wstępnej kalibracji w zakresie od 0,3% do 6,9% badano w warunkach odzerowo-tętniącego rozciągania. Zaobserwowano poprawę trwałości zmęczeniowej ze wzrostem stopnia kalibracji. Przyczyn tej poprawy poszukiwano w badaniach numerycznych procesu kalibracji otworów [8].

W pracy [9] przedstawiono wyniki badań porównawczych dotyczących wzrostu pęknięć zmęczeniowych rozwijających się zarówno od otworu bez wstępnego odkształcenia plastycznego, jak i otworu kalibrowanego. Badania przeprowadzono dla stopów aluminium 2024 oraz 2650 przy różnych wartościach naprężenia maksymalnego i współczynnika asymetrii cyklu. Zaobserwowano, że kalibracja

otworu zwiększyła trwałość zmęczeniową próbek przy współczynniku asymetrii cyklu mniejszej niż $R = 0,7$. Przedstawiono wykresy prędkości zmęczeniowego pęknięcia w funkcji efektywnego współczynnika intensywności naprężeń ΔK_{eff} , który uwzględniał naprężenie otwarcia pęknięcia. To naprężenie, którego wartość oszacowano doświadczalnie, było znacznie wyższe w przypadku próbek z otworem kalibrowanym. Wyjaśniono to obecnością ściskających naprężeń własnych w okolicy kalibrowanego otworu. Przeprowadzono obszerną dyskusję uzyskanych wyników, porównując je z danymi literaturowymi.

2. Metodyka badań

2.1. Materiał

Badania przeprowadzono na próbkach wykonanych ze stopu aluminium D16CzATW. Materiał dostarczono w postaci obustronnie platerowanych arkuszy o grubości 2,75 mm. Podstawowe właściwości mechaniczne przedstawiono w tabeli 1.

TABELA 1
Podstawowe właściwości mechaniczne stopu D16CzATW

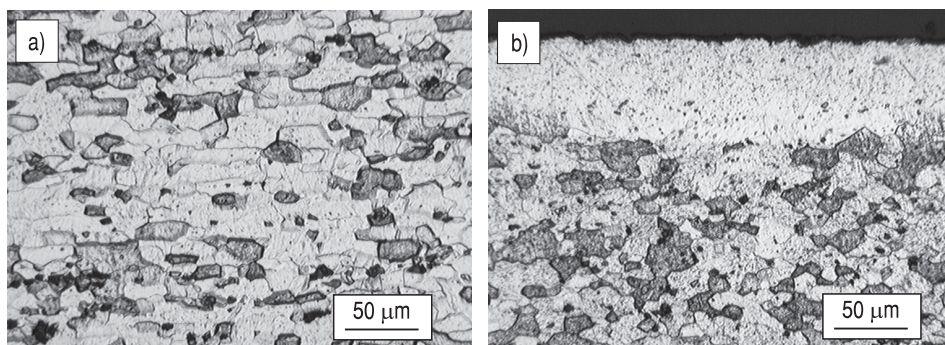
	R_e [MPa]	R_m [MPa]	E [GPa]	A_5 [%]
Dane producenta	316-328	442-463	69,35	18,8-21,2

Skład chemiczny wytopu, z którego wykonano arkusz, przedstawiono w tabeli 2. Badania własne nie wykazały rozbieżności w stosunku do danych producenta stopu.

TABELA 2
Udział dodatków stopowych w składzie chemicznym stopu D16CzATW

	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Zn	Cr
	% wag.							
Dane producenta	4,4	1,4	0,63	0,11	0,18	0,07	0,01	0,01

Materiał w stanie dostarczonym posiadał mikrostrukturę charakterystyczną dla stanu odkształconego na zimno. Obraz mikrostruktury zarejestrowany na zdjęciach w dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach przedstawiono na rysunku 1. Grubość widocznej na rysunku 1b ochronnej warstwy plateru oszacowano na około 70 μm .

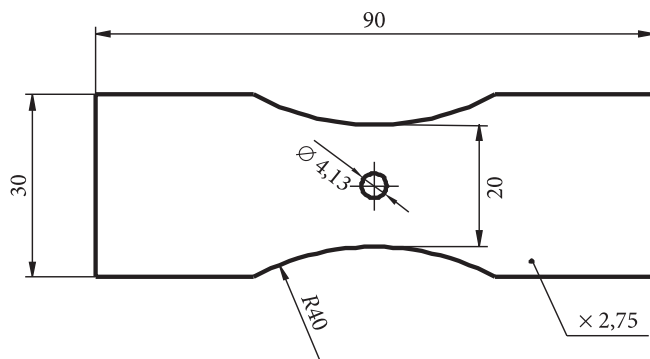


Rys. 1. Mikrostruktura stopu D16CzATW w płaszczyźnie zgodnej (a) i w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku walcowania (b)

2.2. Metodyka badań

Badania propagacji pęknięć zmęczeniowych wykonano przy użyciu próbek płaskich o kształcie przedstawionym na rysunku 2. Próbkę wycięto zgodnie z kierunkiem walcowania arkusza. Zastosowano próbki w dwóch wariantach wykonania:

- próbki z centralnym otworem o średnicy 4 mm (wiercenie na $\varnothing 3,8$ mm i rozwiercanie na $\varnothing 4$ mm),
- próbki z centralnym otworem umocnionym przez kalibrację (wiercenie na $\varnothing 3,8$ mm, rozwiercanie na $\varnothing 4$ mm i przepychanie trzpieniem o średnicy $\varnothing 4,15$ mm).



Rys. 2. Kształt próbek ze stopu D16CzATW stosowanych w badaniach trwałości zmęczeniowej (dla wariantu z karbem w postaci otworu kalibrowanego)

W przypadku próbek ostatniej serii średnica otworu po zakończeniu kalibracji wyniosła $\varnothing 4,13$ mm. Stopień kalibracji otworu k określony za pomocą wzoru (1) wyniósł 3,25%.

$$k = \left(\frac{d_k - d_w}{d_w} \right) \cdot 100 \%, \quad (1)$$

gdzie: d_k – średnica otworu po kalibracji;
 d_w – średnica otworu po wierceniu i rozwiercaniu.

Średnicę trzpienia kalibrującego wybrano po przeprowadzeniu wstępnych badań polegających na wyznaczeniu trwałości zmęczeniowej próbek z otworami odkształconymi przez kolejne trzpienie o zwiększających się średnicach \emptyset 4,05, \emptyset 4,1, \emptyset 4,15 oraz \emptyset 4,2. Przy średnicach trzpienia większych od \emptyset 4,2 brzegi otworów ulegały wyraźnej deformacji i wykruszaniu.

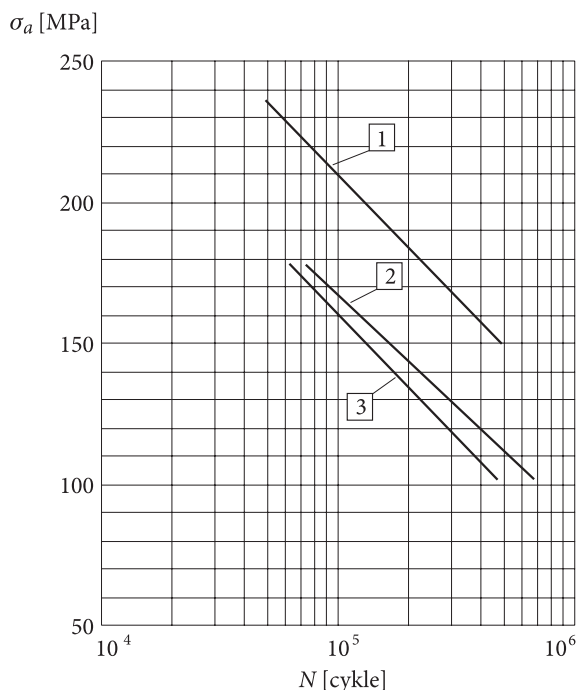
Badania przeprowadzono w warunkach płaskiego zginania. Obciążenie realizowano przy współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$ i częstotliwości zmian obciążenia 25 Hz. Geometria próbek pozwalała na rejestrację rozwoju pęknięć zmęczeniowych za pomocą replik acetylocelulozowowęglowych. Po każdym zatrzymaniu maszyny nakładano dwie repliki na obszarze pomiarowym, na którym spodziewany był przełom. Przed nałożeniem replik próbki wstępnie obciążano statycznie w celu otwarcia pęknięcia zmęczeniowego. Rejestrację prowadzono w całym zakresie trwałości próbek tak, aby uzyskać przynajmniej 20 pomiarów długości pęknięć. Repliki poddano analizie przy użyciu mikroskopu optycznego NEOPHOT 2.

3. Wyniki badań

3.1. Trwałość zmęczeniowa próbek ze stopu D16CzATW

Badania wstępne dowiodły, że zmęczeniowa trwałość próbek silnie zależała od wariantu ich przygotowania. Na rysunku 3 przedstawiono porównanie trwałości próbek o kształcie opisanym w metodyce badań z trwałością próbek bez otworu. Trwałość zmęczeniowa próbek bez otworu była najwyższa i około 3-4 razy większa niż próbek z otworem wierconym i rozwiercanym. Z kolei trwałość próbek z otworem wzrastała po przeprowadzeniu kalibracji. Ten wzrost wynosił od około 15% przy naprężeniach najwyższych do około 35% przy naprężeniach najniższych.

Przyczyn takiego zachowania materiału poszukiwano zarówno w badaniach mikrofraktograficznych powierzchni przełomu, jak i badaniach kinetyki rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy użyciu replik acetylocelulozowowęglowych. Szczególny nacisk położono na zbadanie etapu inicjacji pęknięć dominujących.



Rys. 3. Trwałość zmęczeniowa platerowanych próbek ze stopu D16CzATW dla różnych wariantów wykonania: 1 — próbki bez otworu; 2 — próbki z otworem kalibrowanym; 3 — próbki z otworem wierconym i rozwiercanym

3.2. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach z otworem wierconym i rozwiercanym

Przełomy próbek z otworem wierconym i rozwiercanym powstawały w wyniku rozwoju czterech ćwierćeliptycznych pęknięć, które inicjowały równocześnie na górnej i dolnej powierzchni próbki przy otworze. Pęknięcia rozwijały się parami w równoległych do siebie płaszczyznach. Ostatecznie łączyły się wyraźnym uskokiem, prowadząc do przełomu. Strefy resztkowe obserwowano z boku przy zarysie próbki. Prawie gładka powierzchnia poszczególnych fragmentów przełomu świadczy o sukcesywnym rozwoju każdego ćwierćeliptycznego pęknięcia z jednego źródła. Widać to wyraźnie na rysunku 4, na którym przedstawiono przełom próbki po trzykrotnym zakropleniu barwnika w czasie próby zmęczeniowej.

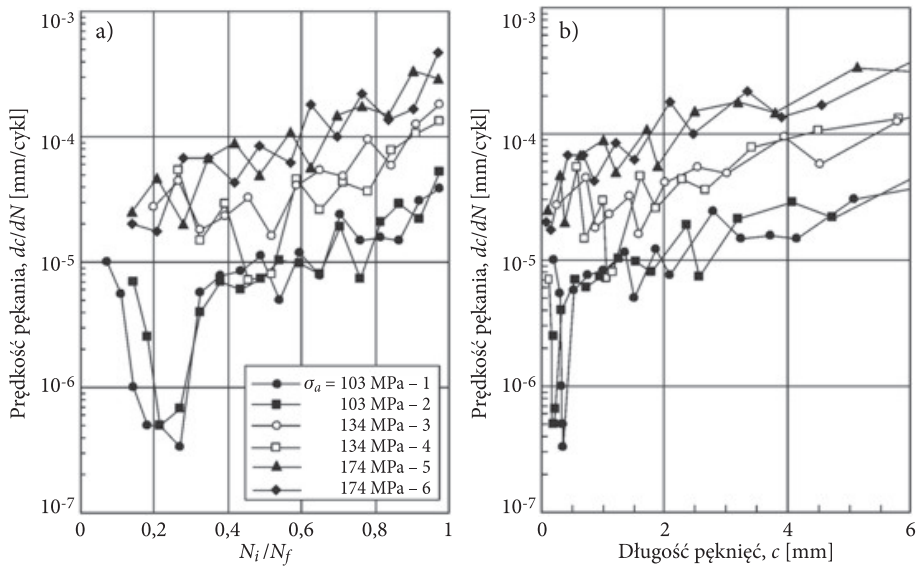
Taki rozwój pęknięć zmęczeniowych znalazł potwierdzenie w analizach replik nakładanych na powierzchni próbki. Na kolejnych rysunkach przedstawiono obraz pęknięcia zarejestrowanego na powierzchni jednej z próbek (rys. 5) oraz wykresy prędkości zmęczeniowego pęknięcia opracowane na podstawie analiz przy użyciu mikroskopu optycznego (rys. 6).



Rys. 4. Przełom platerowanej próbki z walcowym otworem poddanej badaniu przy amplitudzie naprężenia zginającego $\sigma_a = 103$ MPa ($N_f = 507\,400$ cykli)



Rys. 5. Obraz pęknięcia na powierzchni próbki z otworem wierconym i rozwierczanym zarejestrowany za pomocą repliki po $N_i = 380\,000$ cykli obciążenia ($\sigma_a = 103$ MPa, $N_f = 639\,600$ cykli)



Rys. 6. Wykresy rozwoju pęknięć zmęczeniowych na powierzchni próbek z otworem walcowym wierconym i rozwierczanym poddanych wahadłowemu zginaniu

Można zauważyć, że pęknięcia inicjowały od krawędzi otworu. Dalszemu ich rozwojowi towarzyszy wielokrotna zmiana kierunku pęknięcia uwarunkowana orientacją krystalograficzną struktury materiału. Liczne zmiany kierunku pęknięcia związane z pokonywaniem kolejnych barier mikrostrukturalnych znalazły odzwierciedlenie w lokalnych oscylacjach prędkości pęknięcia na rysunku 6. Na tym rysunku przedstawiono wzrost pęknięć zmęczeniowych na powierzchni trzech próbek poddanych badaniom przy różnych amplitudach naprężenia zginającego. Wykresy prędkości pęknięcia sporządzono tylko dla dwóch wybranych dominujących pęknięć ćwierćeliptycznych leżących po tej samej stronie każdej z próbek, odmierzając ich długość od krawędzi otworu.

Początkowy przebieg prędkości pęknięcia dla pęknięć 1 i 2 ($\sigma_a = 103$ MPa), wyrażony w funkcji bieżącej liczby cykli N_i do liczby cykli niszczących N_f , jest bardzo charakterystyczny. Stwierdzono duży spadek prędkości pęknięcia o prawie dwa rzędy wielkości w okresie do 25% trwałości zmęczeniowej próbki (rys. 6a), a później równie gwałtowny jej wzrost. Takie zachowanie zaobserwowano przy długości pęknięć mniejszej niż 600 μm (rys. 6b) i jest ono charakterystyczne dla krótkich pęknięć zmęczeniowych. Po przekroczeniu 40% trwałości zmęczeniowej dalszy uśredniony wzrost prędkości wyrażony w funkcji N_i/N_f był prawie liniowy i podobny dla obu pęknięć.

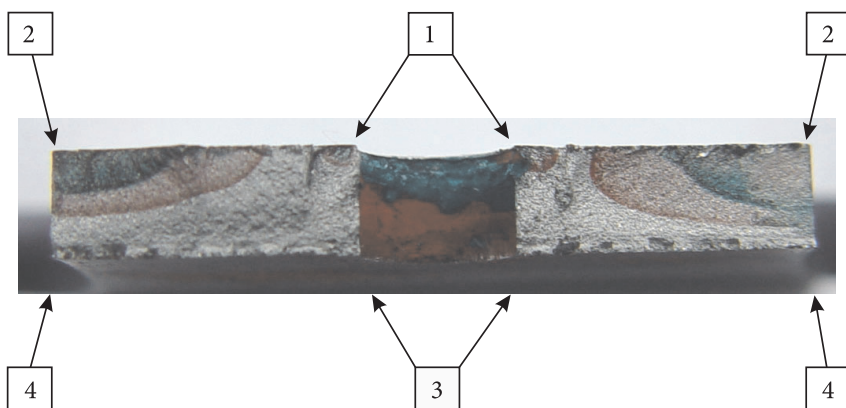
Podobne cechy rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych zauważono również w przypadku pęknięć 3 i 4 rozwijających się w próbce poddanej badaniom przy amplitudzie naprężenia zginającego $\sigma_a = 134$ MPa. Jednak są one mniej wyraźne niż w przypadku pęknięć 1 i 2. Początkowe spadki prędkości pęknięcia nie przekraczały jednego rzędu wielkości, osiągając minimum przy 50% trwałości zmęczeniowej próbki. Przedział występowania pęknięć o takich cechach jest stosunkowo długi i został oszacowany na około 1,5 mm. Dalszy rozwój tych pęknięć przebiegał z prędkościami znacznie wyższymi w porównaniu do poprzedniej próbki. Ta różnica dochodziła do jednego rzędu wielkości.

Analiza prędkości zmęczeniowego pęknięcia dla pęknięć 5 i 6 rozwijających się w próbce badanej przy $\sigma_a = 174$ MPa nie pozwoliła zaobserwować oznak występowania krótkich pęknięć zmęczeniowych. Ustalono, że pierwsze zauważalne na replikach mikropęknięcia pojawiły się po około 15% trwałości próbek. Ich dalszy rozwój był często lokalnie blokowany, co wpłynęło na duże wahania prędkości pęknięcia. Podobnie jak dla próbek badanych przy niższych naprężeniach uśredniona prędkość pęknięcia wyrażona w funkcji N_i/N_f wzrastała liniowo i była najwyższa spośród wszystkich wcześniej prezentowanych.

3.3. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w próbkach z otworem kalibrowanym

Analiza rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach z otworem poddanych zabiegowi kalibracji była znacznie trudniejsza. Kalibracja otworu wpłynęła na zmianę

procesu formowania pęknięć zmęczeniowych (rys. 7). Przebieg tego procesu przedstawiony szczegółowo na podstawie badań mikrofraktograficznych w publikacji [1] był uzależniony od kierunku wprowadzania trzpienia kalibrującego do próbki oraz od poziomu amplitudy naprężenia zginającego zastosowanego w trakcie próby zmęczeniowej. Dla zwiększenia czytelności dalszych analiz ten opis zostanie częściowo powtórzony. Na rysunku 7 przyjęto dodatkowe oznaczenia charakterystycznych stref przełomu próbki. Strefy 1 i 2 leżą na górnej powierzchni próbki od strony, z której wprowadzano trzpień kalibrujący. Pierwsze oznaki pęknięcia zauważano po około 10% trwałości próbki. Obserwowano liczne równoległe mikropęknięcia w warstwie plateru w okolicy stref 3 o długości 20-30 μm oraz po jednym mikropęknięciu rozwijającym się od krawędzi otworu w strefach 1. O ile rozproszone i drobne mikropęknięcia w platerze w strefach 3 prawie w ogóle się nie rozwijały (raczej rosła ich gęstość), to pęknięcia w strefach 1 wzrastały szybko, osiągając długość mierzoną na powierzchni próbki w zakresie 1-1,2 mm. Po okresie odpowiadającym około 40-60% trwałości zmęczeniowej próbek ich dalszy rozwój był jednak silnie wyhamowany (rys. 8). Można przypuszczać, że podczas kalibracji wprowadzono dodatkowe ściskające naprężenia obwodowe, które zmniejszyły efekt spiętrzenia naprężeń od otworu, a tym samym wyhamowały te pęknięcia [8].

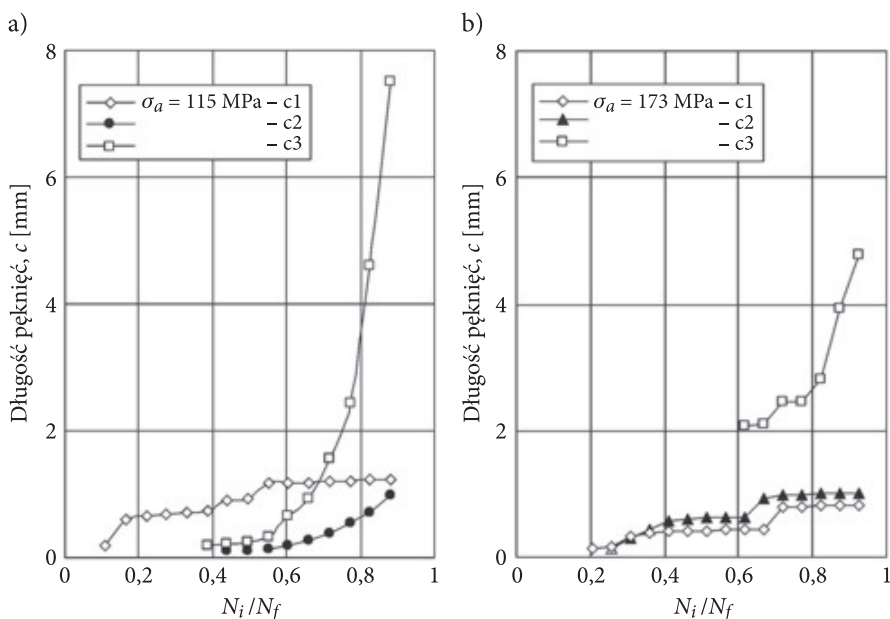


Rys. 7. Przełom próbki z otworem kalibrowanym ($\sigma_a = 133 \text{ MPa}$, $N_f = 213\,200$ cykli)

Temu momentowi towarzyszyła inicjacja pęknięć zmęczeniowych w strefach 2 lub 4 na zewnętrznych krawędziach próbki. Te nowe pęknięcia wzrastały bardzo szybko, przejmując dominującą rolę w procesie niszczenia próbek. W zależności od poziomu obciążenia rozwój tych pęknięć przebiegał na dwa sposoby. Małym wartościom naprężenia odpowiadał ciągły rozwój ćwierćeliptycznych pęknięć w jednej płaszczyźnie przełomu od zewnętrznych krawędzi próbki w kierunku umocnionego otworu (rys. 7). W przypadku próbek badanych przy wysokim obciążeniu przebieg

rozwoju pęknięć dominujących był czasami bardziej złożony i przebiegał skokowo. Omawiane pęknięcia wzrastały poprzez przyłączanie kolejnych mikropęknięć leżących przed ich czołem i rozwijających się niezależnie od warstwy plateru na całej szerokości próbki. Liczba takich dodatkowych mikropęknięć inicjujących od warstwy plateru przed czołem pęknięcia dominującego była czasem bardzo duża, stwarzając problemy w ocenie przebiegu tego pęknięcia i jego długości. Dlatego wykresy rozwoju pęknięć zmęczeniowych przedstawiono wybiórczo i tylko dla tych próbek, co do których nie zachodziły wątpliwości w oszacowaniu bieżącej długości pęknięć.

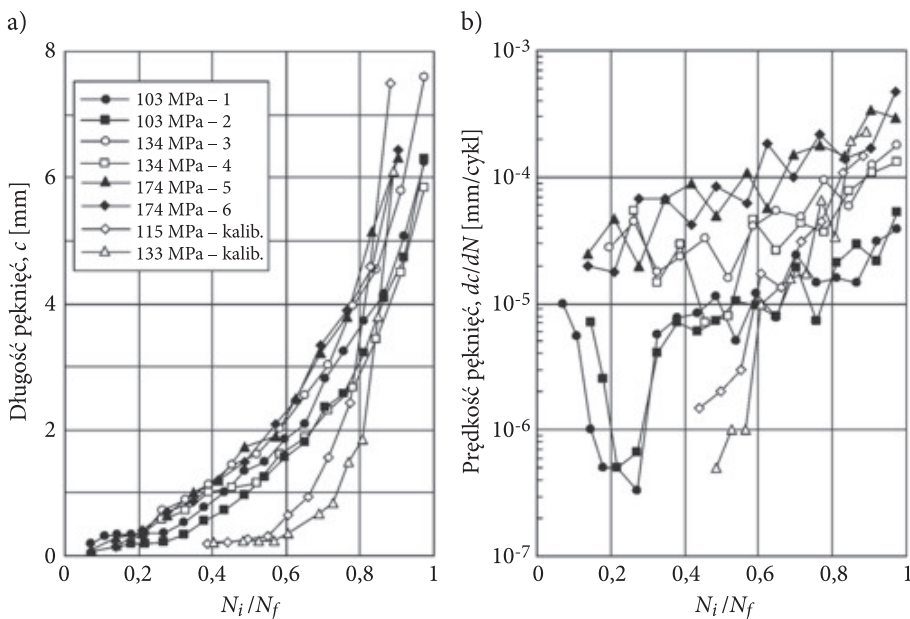
Na rysunku 8a zaprezentowano rozwój ćwierćeliptycznych pęknięć wzrastających od krawędzi otworu (pęknięcie c1) oraz od zewnętrznych krawędzi próbki (pęknięcia c2 i c3) w badaniu przy amplitudzie naprężenia zginającego $\sigma_a = 115$ MPa. Te wykresy potwierdzają wcześniejsze spostrzeżenia zaprezentowane w opisie badań powierzchni przelomów. Pierwsze pęknięcie wzrastające od krawędzi otworu zarejestrowano za pomocą repliki po 10% trwałości zmęczeniowej próbki. Jednak to pojedyncze pęknięcie propagujące w strefie kalibrowanego otworu przestało się rozwijać po osiągnięciu długości wynoszącej około 1,2 mm. W momencie gdy próbka osiągnęła około 40% swojej trwałości zmęczeniowej, zaobserwowano dwa nowe pęknięcia rozwijające się od zewnętrznych krawędzi próbki (pęknięcia c2 i c3). Ich dalszy rozwój, szczególnie pęknięcia „c3”, przebiegał bardzo szybko i doprowadził do asymetrycznego przelomu zmęczeniowego.



Rys. 8. Wykresy rozwoju pęknięć zmęczeniowych w próbkach poddanych amplitudzie naprężenia zginającego: a) $\sigma_a = 115$ MPa ($N_f = 363\,000$ cykli); b) $\sigma_a = 173$ MPa ($N_f = 97\,100$ cykli)

Podobny przebieg rozwoju pęknięć zmęczeniowych zaobserwowano dla próbki poddanej badaniu przy dużo wyższej amplitudzie naprężenia $\sigma_a = 173$ MPa. W tym przypadku zarejestrowano dwa pęknięcia rozwijające się w strefie kalibrowanego otworu (pęknięcia c1 i c2) i tylko jedno pęknięcie od krawędzi zewnętrznej (pęknięcie c3). Kolejność oraz moment inicjacji każdego z nich nie odbiega od opisu przedstawionego na poprzednim wykresie. Na uwagę zasługuje fakt, że pęknięcie, które propagowało od zewnętrznej krawędzi próbki, zostało zarejestrowane dopiero po 60% jej trwałości zmęczeniowej i podczas pierwszej rejestracji osiągnęło długość dochodzącą do około 2 mm. Zatem jego początkowy rozwój musiał się odbywać bardzo szybko w krótkim okresie między nałożeniem kolejnych replik.

Na rysunku 9 przedstawiono zbiorcze wyniki uzyskane zarówno dla wybranych próbek z otworem wierconym i rozwiercanym, jak i dla próbek z otworem kalibrowanym. Chodziło o bezpośrednie porównanie rozwoju pęknięć dominujących w zależności od wariantu przygotowania próbek. Na wykresy z rysunku 6 naniesiono przebiegi rozwoju pęknięć dominujących, które decydowały o końcowej trwałości zmęczeniowej próbek z otworem kalibrowanym w badaniach przy amplitudzie od naprężeniach zginającego $\sigma_a = 115$ i 133 MPa.



Rys. 9. Zbiorcze wykresy rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla różnych wariantów przygotowania próbek

Można zauważyć wyraźne różnice zarówno ze względu na wartość naprężenia, jak i przygotowanie próbek. Pęknięcia dominujące w próbkach z otworem kalibrowanym inicjowały bardzo późno — po osiągnięciu około 40% trwałości

zmęczeniowej (rys. 9a). Dla porównania pierwsze oznaki pęknięcia w próbkach z otworem wierconym zauważano już po około 10% ich trwałości. Jednak dalszy rozwój pęknięć w próbkach kalibrowanych odbywał się bardzo szybko, często przez włączanie innych mikropęknięć leżących na ich drodze.

Taki rozwój jest niestety trudny do ewentualnej kontroli w przypadku eksploatacji elementów w obecności rozwijającego się pęknięcia. Gwałtowność procesów pęknięcia jest jeszcze wyraźniejsza na rysunku 9b. O ile przyrost prędkości pęknięcia w próbkach z otworem wierconym jest niewielki i prawie identyczny dla wszystkich poziomów naprężenia, to w przypadku próbek z otworem kalibrowanym jest zdecydowanie większy. Zmiany prędkości pęknięcia na niewielkiej przeciw szerokości próbki dochodzą do trzech rzędów wielkości.

4. Podsumowanie

Badania zrealizowano w warunkach stałoaamplitudowego obciążenia zginającego przy współczynniku asymetrii cyklu $R = -1$. Zasadniczą część badań doświadczalnych dotyczyła rejestracji wzrostu pęknięć zmęczeniowych metodą replik acetylcelulozowowęglowych. Na podstawie uzyskanych wyników wykonano wykresy wzrostu pęknięć zmęczeniowych na powierzchni próbek z otworem wierconym i rozwiercanym oraz dla próbek z otworem umocnionym przez kalibrację.

O inicjacji i początkowym rozwoju mikropęknięć w przypadku próbek z otworem wierconym decydowało spiętrzenie naprężeń od otworu. Ćwierćeliptyczne pęknięcia dominujące propagowały od krawędzi otworu, zwiększając sukcesywnie długość. Stwierdzono występowanie przedziału rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych, który jest istotny przy ocenie całkowitej trwałości elementów konstrukcyjnych. Badania doświadczalne wykazały występowanie takich pęknięć w ograniczonym zakresie naprężeń. Cechą charakterystyczną jest nieregularność ich rozwoju wynikająca z silnego wpływu struktury materiału oraz stanu naprężenia wokół otworu przejawiająca się w dość gwałtownym spadku prędkości pęknięcia od początkowo wysokiej jej wartości do pewnej wartości minimalnej. Nieregularności rozwoju pęknięć znalazły swoje odbicie na wykresach prędkości pęknięcia. Przedział rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych mierzonych na powierzchni próbki oceniono na 500-1500 μm . Zakres występowania takich pęknięć może wynosić nawet do 60% trwałości elementu. Przy wysokich naprężeniach nie dostrzeżono cech właściwych omawianym pęknięciom.

Kalibracja otworu wpłynęła na zmianę procesu formowania pęknięć zmęczeniowych, które wzrastały nie od krawędzi otworu, lecz od zewnętrznych krawędzi próbki. Zaobserwowano zmiany w przebiegu wzrostu pęknięć zmęczeniowych w stosunku do próbek z otworem wierconym i rozwiercanym. Pęknięcia dominujące inicjowały bardzo późno, a ich rozwój przebiegał szybciej niż próbek z otworem wierconym.

Publikację przygotowano na podstawie wybranych wyników badań finansowanych w ramach projektu badawczego 988/WAT/2008.

LITERATURA

- [1] J. MIERZYŃSKI, V. HUTSAYLYUK, *Fatigue crack growth in the aluminium alloy in the presence of a calibrated hole under simple bending*, International Journal of Fatigue, 39, 2012, 54-60.
- [2] J. SCHIJVE, M. SKORUPA, A. SKORUPA, T. MACHNIEWICZ, P. GRUSZCZYŃSKI, *Fatigue crack growth in the aluminium alloy D16 under constant and variable amplitude loading*, International Journal of Fatigue, 26, 2004, 1-15.
- [3] D. BROEK, J. SCHIJVE, *The effect of sheet thickness on the fatigue crack propagation in 2024-T3 Alclad sheet material*, Nat. Aerospace Lab. NLR, Amsterdam, Tech. Report M.2129, 1963.
- [4] F.A. JACOBS, J. SCHIJVE, J. TROMP, *The significance of cladding for fatigue of aluminium alloys in aircraft structures*, Nat. Aerospace Lab. NLR, Amsterdam, Tech. Report M76065, 1976.
- [5] H. MISAWA, J. SCHIJVE, *Fatigue crack growth in aluminium alloy sheet material under constant-amplitude and simplified flight-simulation loading*, Delft University of Technology, Report LR-381, 1983.
- [6] L. ŚNIEŻEK, *Badania powstawania i rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopach aluminium stosowanych na pokrycia statków latających z uwzględnieniem wpływu działania karbu*, sprawozdanie z realizacji pracy badawczej własnej nr 827, WAT, Warszawa, 2005.
- [7] A. LIPSKI, S. MROZIŃSKI, *Eksperymentalna analiza kalibracji otworów nitowych*, XXIV Sympozjon Podstaw Konstrukcji Maszyn, 2009, 359-364.
- [8] A. LIPSKI, S. MROZIŃSKI, *Numeryczna symulacja procesu kalibrowania otworu pod nit*, XXIV Sympozjon Podstaw Konstrukcji Maszyn, Białystok-Białowieża, 2009, 310-315.
- [9] V. LACARAC, D.J. SMITH, M.J. PAVIER, M. PRIEST, *Fatigue crack growth from plain and cold expanded holes in aluminium alloys*, International Journal of Fatigue, 22, 2000, 189-203.

J. MIERZYŃSKI, V. HUTSAYLYUK

Effect of pre-plastic deformation for fatigue crack growth rate in D16CzATW aluminium alloy under constant-amplitude bending

Abstract. There was examined crack growth rate in D16CzATW aluminium alloy clad specimens. The research was carried out under the conditions of constant-amplitude bending at the stress ratio $R = -1$. Crack growth rate diagrams were plotted for specimens with drilled holes each and specimens with holes that were strengthened in calibration process. It was concluded that the propagation of crack in specimens with calibrated holes was significantly different in relation to specimens with common holes. The aforementioned difference was explained by a change in the state of stress around the hole. There were observed the appearance of short fatigue cracks in a limited range of stress in the case of specimen with common holes. A microfractographic analysis of fracture surfaces made it possible to confirm this phenomenon.

Keywords: aluminium alloy, fracture mechanics, fatigue crack propagation, crack growth rate, short fatigue crack

