



## Badania doświadczalne trwałości zmęczeniowej elementów wykonanych ze stopu aluminium D16CzATW w obecności karbu geometrycznego

JANUSZ MIERZYŃSKI

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechaniczny, Katedra Budowy Maszyn,  
00-908 Warszawa, ul. S. Kaliskiego 2, [jmierzynski@wat.edu.pl](mailto:jmierzynski@wat.edu.pl)

**Streszczenie.** Wyznaczono trwałość zmęczeniową próbek wykonanych ze stopu aluminium D16CzATW. Badaniom poddano próbki z karbem geometrycznym w postaci otworu walcowego uzyskanego w wyniku wiercenia i rozwiercania, a także w postaci otworu walcowego poddanego kalibracji. Uzyskane wyniki porównano z trwałością zmęczeniową próbek bez karbu geometrycznego. Trwałość zmęczeniową określono zarówno dla próbek obustronnie platerowanych jak i dla próbek pozbawionych takiej ochronnej warstwy. Analizie poddano wpływ wybranych procedur badawczych stosowanych w pomiarach propagacji pęknięć zmęczeniowych na trwałość zmęczeniową. Badania przeprowadzono w warunkach stałoamplitudowego zginania przy współczynniku asymetrii cyklu  $R = -1$ . Uzyskano zaskakująco duże różnice trwałości zmęczeniowej w zależności od zastosowanego wariantu badań. Te różnice starano się wyjaśnić zmianą stanu naprężenia wokół otworu poddanego kalibracji oraz negatywnym wpływem kruchej warstwy plateru na inicjację pęknięć zmęczeniowych. Zaobserwowano skomplikowany przebieg mechanizmu niszczenia, w którym mikromechanizmy pęknięcia kruchej i plastycznej występują na różnych etapach propagacji pęknięć zmęczeniowych.

**Słowa kluczowe:** mechanika pęknięcia, mikromechanizmy pęknięcia, propagacja pęknięć zmęczeniowych, trwałość zmęczeniowa

### 1. Wprowadzenie

Stopy aluminium są powszechnie stosowane w przemyśle lotniczym na pokrycia kadłubów i skrzydeł statków powietrznych. Zapewnienie bezpieczeństwa lotów wymaga dogłębnej znajomości właściwości zmęczeniowych tych stopów,

w szczególności w obecności karbu geometrycznego w postaci walcowego otworu. Synteza stanu problemu w tym zakresie w odniesieniu do stopów aluminium jest trudna do systematycznego ujęcia. Istnieje duża liczba publikacji dotyczących trwałości zmęczeniowej oraz opisu rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopie aluminium D16 oraz w stopie 2024 będącym jego odpowiednikiem. W literaturze krajowej na uwagę zasługują publikacje [1-4], prezentujące wyniki w zakresie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopie D16 dla sześciu różnych programów badań obejmujących łącznie 12 wariantów obciążenia. Duży obszar badań doświadczalnych stanowiły badania stałoamplitudowe przy różnych współczynnikach asymetrii cyklu R i naprężeniach maksymalnych  $\sigma_{\max}$ . Przełomy próbek poddano wnikliwej analizie makro i mikrofraktograficznej. Dokonano omówienia i obszernego porównania wyników własnych z danymi literaturowymi dla stopu 2024. 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 rozwoju pęknięć zmęczeniowych w stopach aluminium 2024 i D16 opisano również w obszernej pracy [5]. Płaskie próbki z centralnym karbem poddano stałoamplitudowemu zginaniu. Badania propagacji pęknięć uzupełniono o analizy mikrofraktograficzne przy użyciu mikroskopu TEM. Nie zauważono istotnych różnic w mechanizmach inicjacji oraz kinetyce propagacji pęknięć zmęczeniowych dla obu stopów. Trwałość próbek prognozowano na podstawie modelu probabilistycznego, który dostarczył wyników zgodnych z danymi doświadczalnymi.

Z kolei wyniki badań zmęczeniowych próbek ze stopu aluminium 2024 z otworem poddanym wstępnej kalibracji zaprezentowano w pracy [6]. Badania przeprowadzono w warunkach odzerowo-tętniącego rozciągania. Przebadano kilka serii próbek wykonanych z blach o grubości 1,26 mm różniących się stopniem kalibracji w zakresie od 0,3 % do 6,9 %. Zaobserwowano poprawę trwałości zmęczeniowej ze wzrostem stopnia kalibracji. Przyczyn tej poprawy poszukiwano w badaniach numerycznych procesu kalibracji otworów przeprowadzonych za pomocą programu ABAQUS [7]. Uzyskane wyniki wskazują, że kalibracja otworu wprowadza dodatkowe ściskające naprężenia obwodowe, które zmniejszają efekt spiętrzenia naprężeń od otworu, utrudniając inicjację i rozwój pęknięć zmęczeniowych.

W prezentowanej pracy przedstawiono wyniki badań doświadczalnych w zakresie oceny trwałości zmęczeniowej próbek wykonanych ze stopu aluminium D16CzATW. Wykonano wykresy trwałości zmęczeniowej dla próbek bez karbu geometrycznego, dla próbek z otworem wierconym i rozwiercanym oraz dla próbek z otworem umocnionym przez kalibrację. Przedstawiono różnice w mechanizmach pęknięcia, szczególnie na etapie inicjacji pęknięć zmęczeniowych, dla próbek platerowanych i po usunięciu tej warstwy ochronnej.

## 2. Materiał, próbki, metodyka badań

### 2.1. Materiał

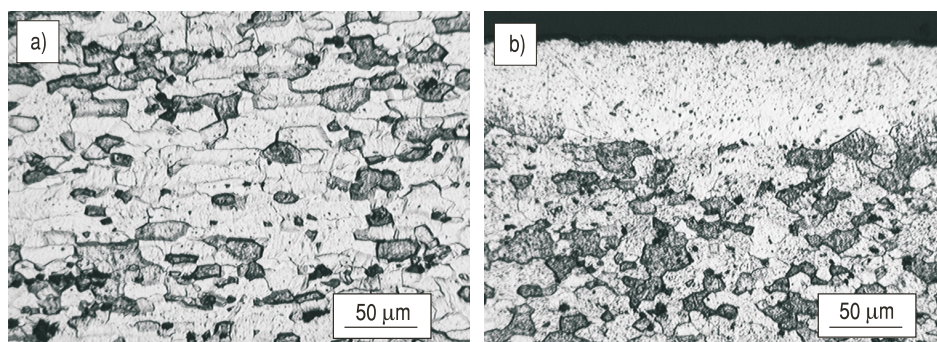
Badania przeprowadzono na próbkach wykonanych z rosyjskiego stopu aluminium D16CzATW, opracowanego w układzie Al-Cu-Mg. Dodatkowe oznaczenia stopu należy odczytać według następującego klucza: Cz — oznacza stop o wysokiej czystości, A — pokrycie warstwą plateru, T — naturalne starzenie, W — zastosowanie dla konstrukcji lotniczych. Materiał dostarczono w postaci obustronnie platerowanych arkuszy o grubości 2,75 mm. Według certyfikatu wytwórcy powinien wykazywać następujące właściwości mechaniczne:  $R_m = 442-463$  MPa,  $R_e = 316-328$  MPa,  $E = 69,35$  GPa i  $A_5 = 18,8-21,2$  %. Skład chemiczny wytopu, z którego wykonano arkusz, przedstawiono w tabeli 1. Badania własne nie wykazały rozbieżności w stosunku do danych producenta stopu.

TABELA 1

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  $\mu\text{m}$ .

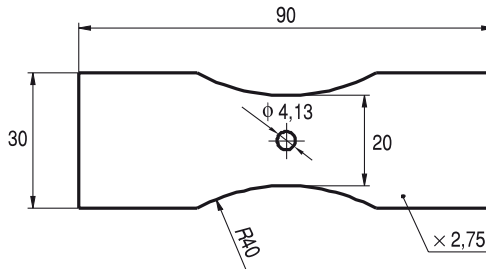


Rys. 1. Mikrostruktura stopu D16CzATW w płaszczyźnie zgodnej (a) i w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku walcowania (b)

## 2.2. Metodyka badań

Badania trwałości zmęczeniowej wykonano przy użyciu próbek płaskich o kształcie przedstawionym na rysunku 2. Próbki wycięto zgodnie z kierunkiem walcowania arkusza. Zastosowano próbki w trzech wariantach wykonania:

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



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

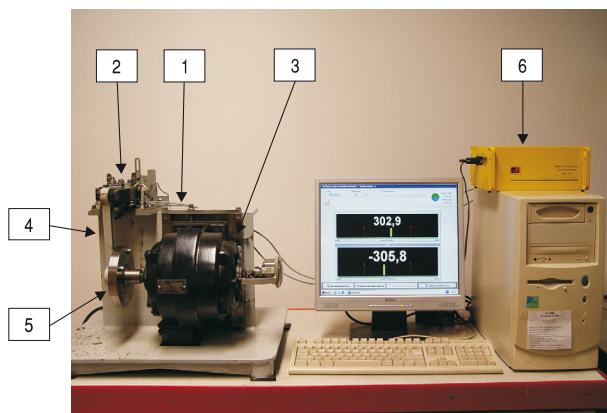
W przypadku próbek ostatniej serii średnica otworu po zakończeniu kalibracji wyniosła  $\phi$  4,13 mm. Stopień kalibracji otworu  $k$  określony za pomocą wzoru (1) wyniósł 3,25 %.

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

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  $\phi$  4,05,  $\phi$  4,1,  $\phi$  4,15 oraz  $\phi$  4,2. Przy średnicach trzpienia większych od  $\phi$  4,2 brzozy otworów ulegały wyraźnej deformacji i wykruszaniu.

Badania trwałości zmęczeniowej przeprowadzono w warunkach płaskiego zginania na stanowisku do badań zmęczeniowych przedstawionym na rysunku 3. Obciążenie realizowano przy współczynniku asymetrii cyklu  $R = -1$  i częstotliwości



Rys. 3. Stanowisko do badań trwałości zmęczeniowej

zmian obciążenia 25 Hz. Do zasadniczych elementów stanowiska należą: podstawa (1) z głowicą do mocowania próbek (2) oraz silnik napędowy (3). Obciążenie próbki pochodzi od niewidocznej na zdjęciu sprężyny, która jest napinana przez ramię korby (4). Zmianę obciążenia kolejnych próbek realizowano poprzez zmianę wykorbienia na połączeniu ramienia korby z wirującą tarczą (5). Wartość naprężenia kontrolowano przy użyciu układu pomiarowego (6), wykorzystując próbkę wzorcową z naklejonymi tensometrami. Wyniki badań poddano analizie statystycznej zgodnie z wytycznymi ASTM E739-91 [8].

Dla każdego z trzech wariantów geometrii próbek przeprowadzono dodatkowe testy w zakresie oceny trwałości zmęczeniowej po usunięciu ochronnej warstwy plateru. Te badania podjęto ze względu na pojawiające się informacje o istotnie niekorzystnym wpływie warstwy plateru na trwałość zmęczeniową elementów [4].

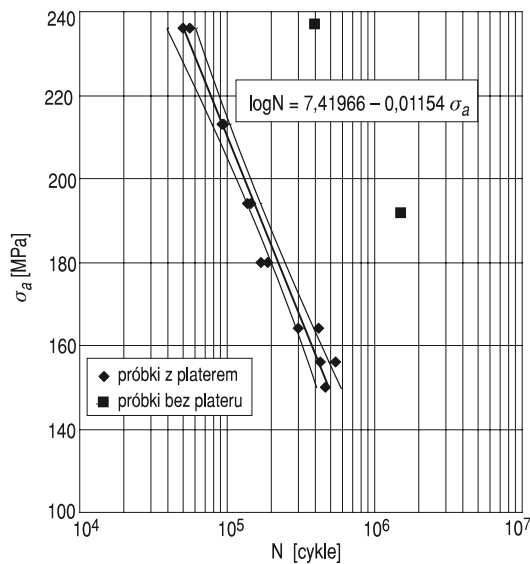
Geometria próbek pozwalała na rejestrację rozwoju pęknięć zmęczeniowych za pomocą replik acetylocelulozowowęglowych. Po każdym zatrzymaniu maszyny nakładano dwie repliki na obszarze pomiarowym, na którym spodziewany był przełom. Przed nałożeniem repliki próbki wstępnie obciążano statycznie w celu otwarcia pęknięcia zmęczeniowego. Rejestrację prowadzono w całym zakresie trwałości próbek tak, aby uzyskać przynajmniej 20 pomiarów długości pęknięcia. Repliki poddano analizie przy użyciu mikroskopu optycznego. Uzyskane wyniki w zakresie propagacji pęknięć zmęczeniowych nie będą treścią tej publikacji. Opis metody badań z wykorzystaniem replik acetylocelulozowowęglowych zaprezentowano, ponieważ trwałość zmęczeniową określoną w takich badaniach naniesiono na wykresy sporządzone dla zasadniczych partii próbek poddanych badaniom bez jakichkolwiek przerw w obciążeniu. Te wykresy wzbogacono również o wyniki trwałości zmęczeniowej uzyskane w badaniach kształtu czoła pęknięcia zmęczeniowego z wykorzystaniem metody barwienia. Stanowiło to podstawę do oceny wpływu wybranych procedur badawczych na trwałość zmęczeniową próbek.

Prześledzenia mechanizmu propagacji pęknięć w głąb materiału dokonano na drodze badań mikrobudowy powierzchni przełomów, wykorzystując skaningowy mikroskop elektronowy PHILIPS XL-30.

### 3. Wyniki badań

#### 3.1. Trwałość zmęczeniowa próbek pełnych

W pierwszym etapie badań doświadczalnych określono trwałość zmęczeniową próbek bez karbu geometrycznego. Uzyskane rezultaty stanowiły odniesienie do wyników kolejnych serii badań. Wykorzystany w opisie wykresu symbol  $\sigma_a$  jest amplitudą naprężenia zginającego.

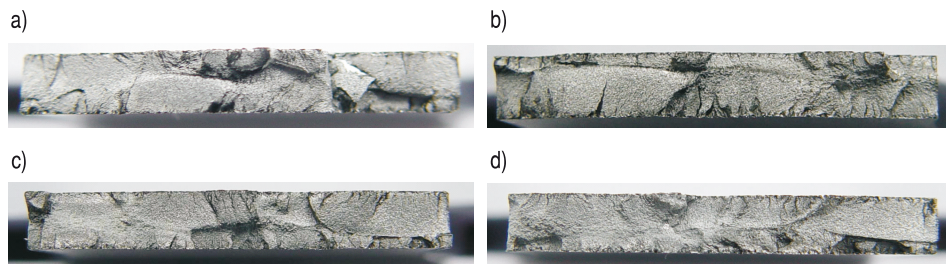


Rys. 4. Trwałość zmęczeniowa próbek zginanych bez karbu geometrycznego

Próbki obustronnie platerowane poddano badaniom w zakresie amplitudy naprężenia zginającego od 149-236 MPa, co stanowiło (41-70%)  $R_e$  badanego materiału. Równanie opisujące prostą regresji zapisano bezpośrednio na wykresie. Analiza wykresu wskazuje wysoką powtarzalność własności zmęczeniowych badanego materiału. Prawie wszystkie wyniki leżą w paśmie oszacowanym dla przyjętego 5% poziomu istotności i zaznaczonego hiperbolami granicznymi. Taki rezultat wynika z jednorodnej i powtarzalnej struktury materiału w obrębie arkusza, z którego wycięto próbki. Badania główne uzupełniono testami przeprowadzonymi na dwóch próbkach o takim samym kształcie, lecz po usunięciu warstwy plateru

(z każdej strony próbki zdjęto około 100  $\mu\text{m}$  materiału metodą ręcznego szlifowania). Takie badania nie mają znaczenia w sensie statystycznym, ale ilustrują ogromne znaczenie tej warstwy dla trwałości zmęczeniowej stopu D16CzATW. Usunięcie warstwy plateru zwiększyło trwałość zmęczeniową odpowiednio 7- i 10-krotnie dla kolejnych poziomów naprężenia. Mimo niewielkiej liczby testów trudno uznać ten wynik za przypadkowy. Powodów takiego zachowania materiału poszukiwano w badaniach powierzchni przełomów zmęczeniowych.

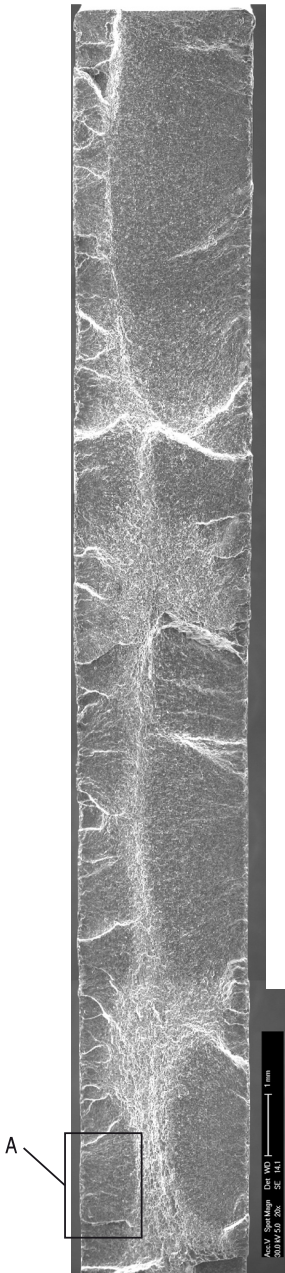
Na rysunku 5 zestawiono wybrane przełomy próbek platerowanych poddanych badaniom w całym zakresie stosowanych naprężeń. Dla wszystkich naprężeń można zauważyć rozbudowaną rzeźbę powierzchni przełomu. Przełomy powstawały w wyniku łączenia się dużej liczby mikropęknięć inicjujących zarówno od powierzchni jak i od naroży po obu stronach próbki. Mikropęknięcia łączą się uskokami o różnej głębokości, nie pozwalając na pełne uformowanie klasycznych ćwierć- lub półeliptycznych makropęknięć. Naroża próbki jako miejsca niewielkiego spiętrzenia naprężeń nie odgrywają decydującej roli w procesie inicjacji i rozwoju pęknięcia dominującego. Wyraźniejszy obraz przełomu przedstawiono na rysunku 6 wykonanym za pomocą mikroskopu elektronowego Philips XL-30.



Rys. 5. Przełomy platerowanych próbek bez karbu geometrycznego poddanych badaniom przy amplitudzie naprężenia zginającego  $\sigma_a = 164$  MPa (a),  $\sigma_a = 194$  MPa (b),  $\sigma_a = 213$  MPa (c) i  $\sigma_a = 236$  MPa (d)

Można zauważyć, że co najmniej kilkadziesiąt mikropęknięć zainicjowało niezależnie od siebie w warstwie plateru w wielu równoległych do siebie płaszczyznach. Po pewnym czasie mikropęknięcia łączyły się ze sobą, tworząc kilkanaście dominujących makropęknięć. W tym przypadku trwałość próbki w niewielkim stopniu zależy od spiętrzenia naprężeń w narożach przekroju krytycznego.

Dla porównania na rysunku 7 przedstawiono przełom próbki o takim samym kształcie, lecz pozbawionej warstwy plateru. W tym przypadku rozwinęły się tylko dwa makropęknięcia od przeciwległych górnych naroży próbki. Te pęknięcia wzrastały sukcesywnie aż do połączenia w środkowej części próbki. Nie znajdujemy oznak powstawania mikropęknięć od powierzchni próbki. Taki „spokojny” przebieg pęknięcia, określony tylko dwoma ogniskami zmęczeniowymi, wpłynął na znaczny wzrost trwałości zmęczeniowej. Można przypuszczać, że plater



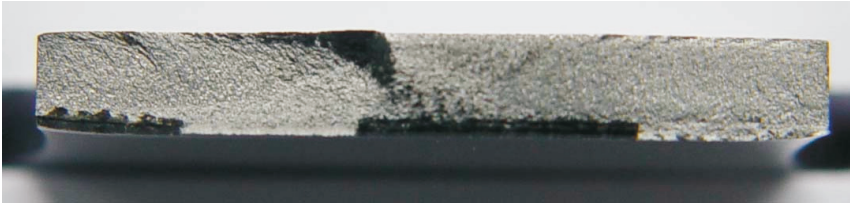
Rys. 6. Przełom próbki platerowanej poddanej badaniu przy amplitudzie naprężenia zginającego  $\sigma_a = 213$  MPa ( $N_f = 92\ 000$  cykli)

zastosowany w celu ochrony antykorozyjnej blach odgrywał niekorzystną rolę w kształtowaniu trwałości zmęczeniowej elementów. Przyczyn takiego zachowania materiału poszukiwano w badaniach mikrofraktograficznych, których wyniki pokazano na rysunkach 8 i 9.

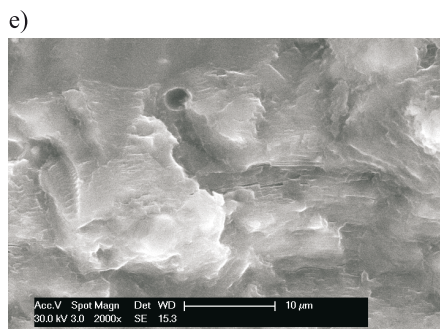
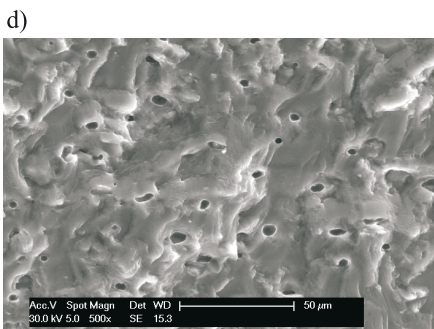
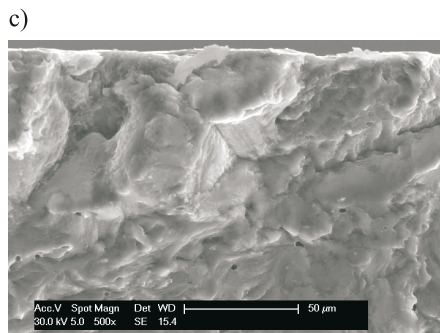
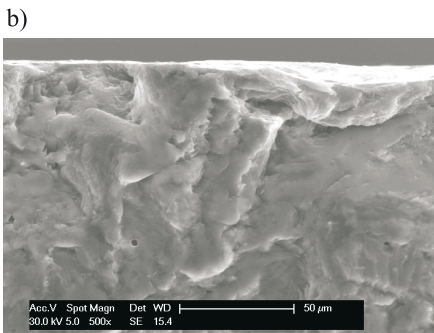
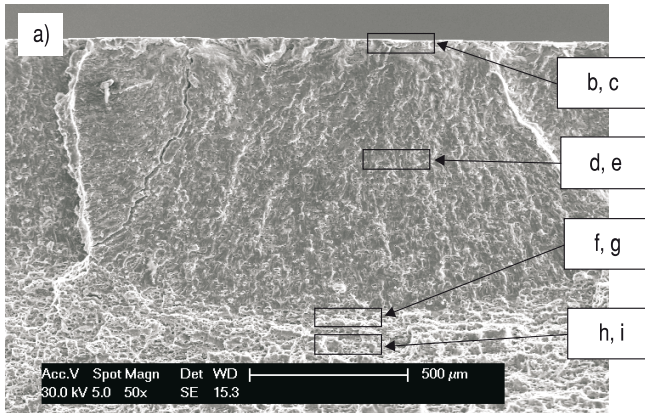
Na zdjęciach na rysunku 8 przedstawiono rozwój jednego wybranego makropęknięcia, które rozwijało się w obszarze „A” widocznym na przełomie próbki z rysunku 6. Dla uzyskania jednakowej orientacji zdjęć należałoby zdjęcie z rysunku 6 obrócić w prawo o  $90^\circ$ . Na rysunku 8a obejmującym cały obszar analizowanego makropęknięcia zaznaczono mikroobszary poddane szczegółowym badaniom. Ognisko pęknięcia jest łatwe do zlokalizowania i pokazane w powiększeniu na rysunkach 8b, c. Pomimo licznych „zagnieć” widoczne są cechy kruchego pęknięcia transkryystalicznego. Można założyć, że kruche pęknięcie warstwy plateru było pierwotną przyczyną dalszego rozwoju tego pęknięcia. Na rysunkach 8d, e przedstawiono strefę zmęczeniową w odległości około  $450\ \mu\text{m}$  od ogniska pęknięcia. Ten obraz jest typowy dla całej strefy zmęczeniowej. Widać liczne i równomiernie rozmieszczone wgłębienia po wypadnięciach utwardzających ten stop faz międzymetalicznych. Liczne płaskie obszary otaczające wgłębienia wypełnione są układami linii przypominającymi prążki zmęczeniowe.

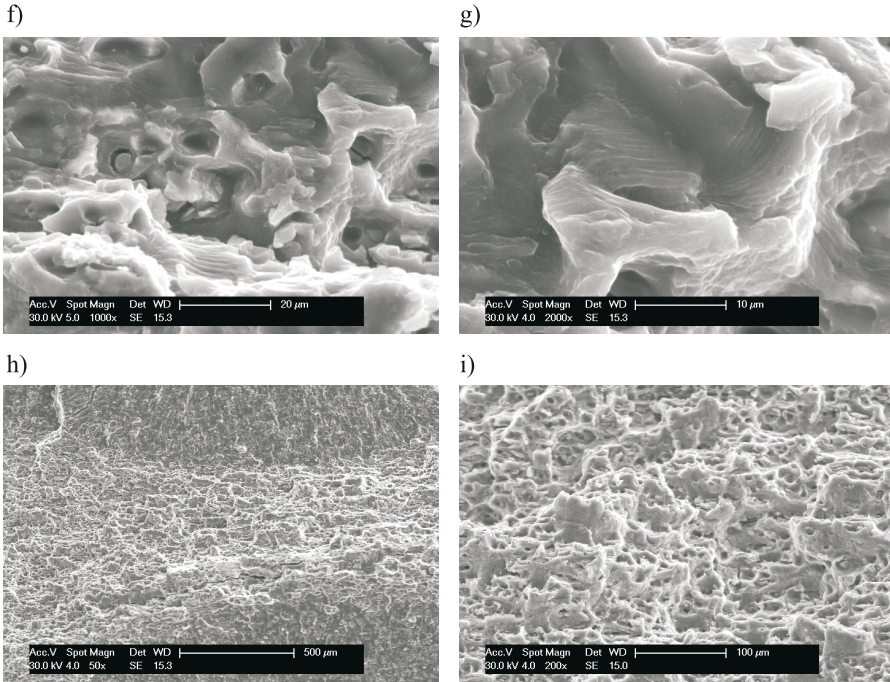
Uporządkowany obraz strefy zmęczeniowej ulega zmianie przy przejściu do strefy reszkowej. To przejście jest krótkie i wyraźnie zaznaczone (rys. 8h). Szczegóły przedstawiono na rysunkach 8f, g. Powierzchnia przełomu jest bardzo rozwinięta i w dużej części wypełniona mikroobszarami prążków zmęczeniowych o różnej orientacji. Granice mikroobszarów są silnie odkształcone. Na dnie wgłębień znajdujemy zniszczone krystality wydzielen faz międzymetalicznych. Można zauważyć, że te wgłębienia są źródłem dodatkowych pęknięć w płaszczyźnie prostopadłej do przełomu.





Rys. 7. Przełom próbki z usuniętą warstwą plateru i poddanej badaniu przy amplitudzie naprężenia zginającego  $\sigma_a = 237$  MPa ( $N_f = 385\ 500$  cykli)

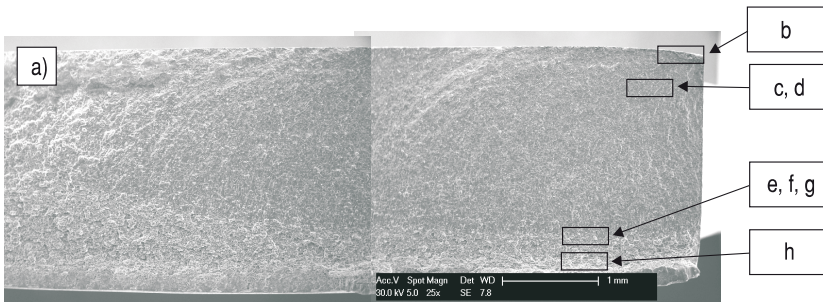


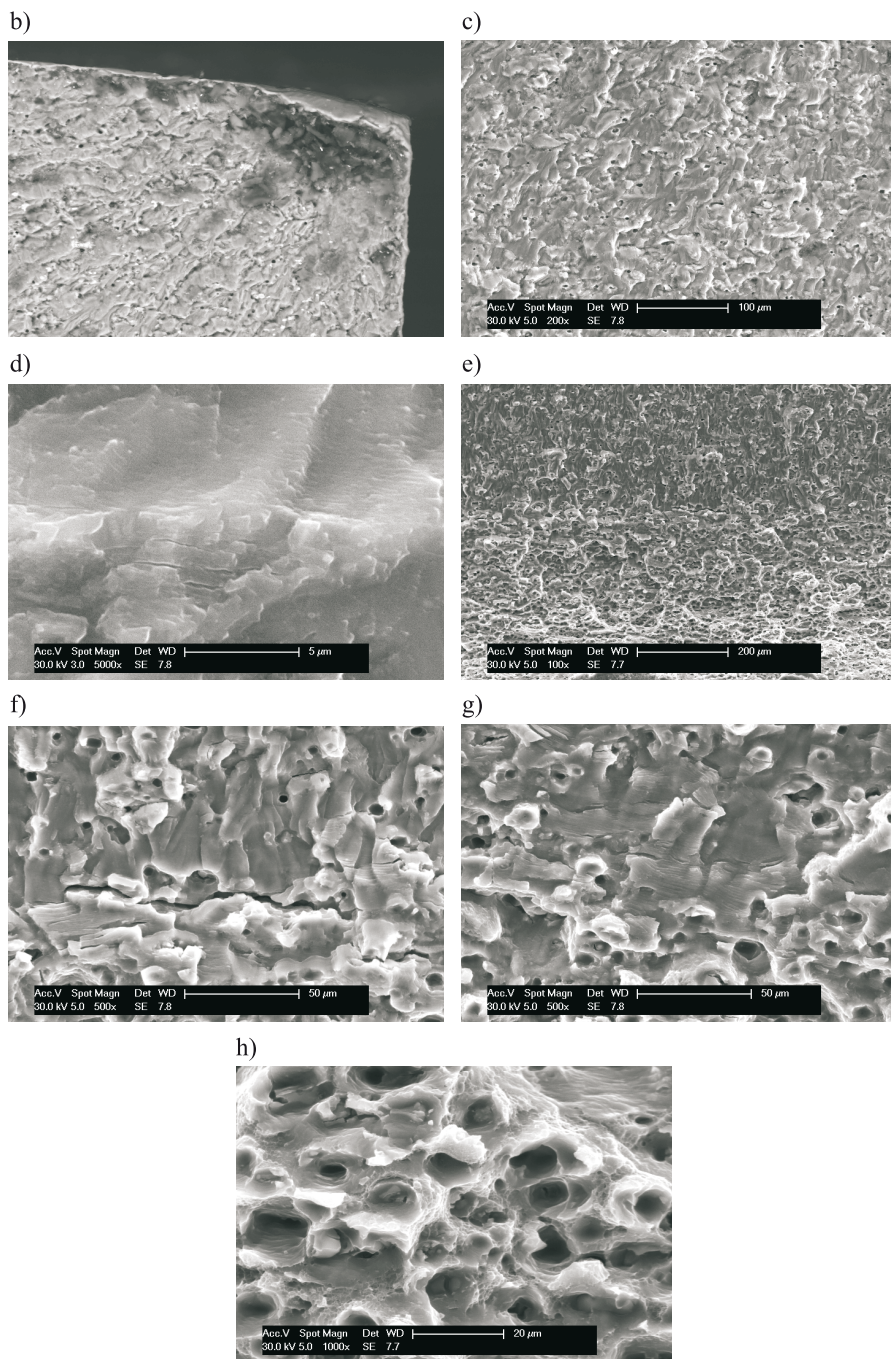


Rys. 8. Obrazy przełomu próbki platerowanej bez karbu geometrycznego poddanej badaniom przy amplitudzie naprężenia zginającego  $\sigma_a = 213$  MPa (objaśnienia w tekście)

Taki obraz jest typowy dla złomów z dużym udziałem odkształceń plastycznych. O plastycznym charakterze pęknięcia świadczy również rysunek 8i, który przedstawia środkową część strefy resztkowej. Cały obszar tej strefy zaznaczył się w postaci jednorodnej struktury plastowej.

Zdjęcia na rysunku 9 przedstawiają dla porównania rozwój wybranego makropęknięcia w próbce z usuniętą warstwą plateru. Charakterystyczne cechy przełomu towarzyszące kolejnym etapom rozwijającego się pęknięcia wybrano w obszarach zaznaczonych na rysunku 9a. Ognisko pęknięcia znajduje się w górnym narożu





Rys. 9. Przełom próbki z usuniętą warstwą plateru i poddanej badaniu przy amplitudzie naprężenia zginającego  $\sigma_a = 237$  MPa (objaśnienia w tekście)

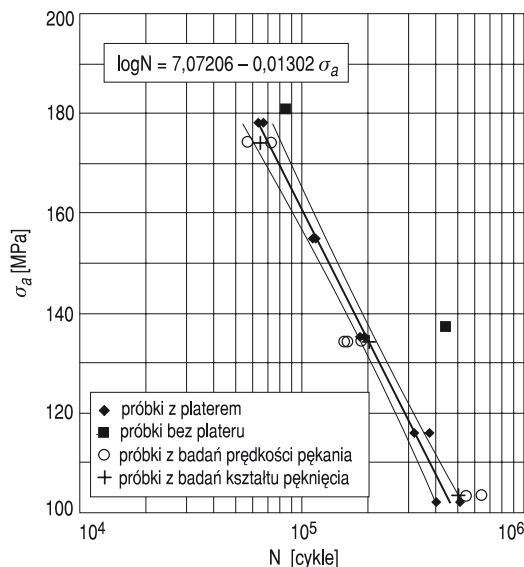
próbki. Jest łatwe do zlokalizowania i przedstawione przy większym powiększeniu na rysunku 9b. Niestety mechanizmy niszczenia związane z inicjacją pęknięcia są trudne do odtworzenia ze względu na duże deformacje, liczne zagniecenia wtórne i zabrudzenia. Z kolei na rysunkach 9c, d przedstawiono strefę stabilnego rozwoju pęknięcia zmęczeniowego w odległości około 500  $\mu\text{m}$  od ogniska. Te obrazy wykonane przy różnym powiększeniu są podobne do opisanych powyżej dla próbki platerowanej i charakterystyczne dla całej strefy, obejmującej większą część przełomu. Przejście od strefy zmęczeniowej do resztkowej jest wyraźnie zaznaczone i pokazane na rysunkach 9e, f, g. Rozwojowi pęknięcia w tym obszarze towarzyszą duże odkształcenia plastyczne. Powierzchnia przełomu jest bardzo rozwinięta i wypełniona mikroobszarami prążków zmęczeniowych o różnej orientacji. Rozwojowi pęknięcia dominującego w płaszczyźnie maksymalnych naprężeń normalnych towarzyszą liczne i głębokie pęknięcia odłamowe o długości przekraczającej 100  $\mu\text{m}$ . Obraz strefy resztkowej, w której dominującą rolę odgrywa odkształcenie plastyczne, pokazano na rysunku 9h.

Porównując przebieg pęknięcia próbek pełnych zarówno platerowanych jak i po usunięciu warstwy plateru, można zauważyć, że zasadnicze różnice widoczne są tylko na etapie inicjacji pęknięć w warstwie powierzchniowej. W próbkach platerowanych pęknięcia inicjują równocześnie w wielu miejscach w warstwie plateru. Ten początkowo bardzo gwałtowny rozwój wynika z kruchości tej warstwy. Łączenie się mikropęknięć przyspiesza proces pęknięcia i prowadzi do szybkiego przełomu próbki. Taki przebieg pęknięcia zauważono we wszystkich próbkach tej serii. Usunięcie warstwy plateru jest równoważne z usunięciem tych naturalnych inicjatorów. W tym przypadku pęknięcia inicjują z naroży próbki, które są naturalnymi koncentratorami naprężeń. Inicjacja pęknięć następuje później w stosunku do próbek platerowanych, a ich stabilny rozwój jest stosunkowo łatwy do ewentualnej kontroli.

### 3.2. Trwałość zmęczeniowa próbek z otworem wierconym i rozwiercanym

Badania próbek pełnych stanowiły odniesienie w stosunku do badań próbek z karbem w postaci otworu wierconego i rozwiercanego do średnicy 4 mm. W tym przypadku w obliczeniach amplitudy naprężenia zginającego nie uwzględniono osłabienia otworem i pochodzącego od niego spiętrzenia naprężeń. Pozostałe warunki badań przyjęto identyczne jak poprzednio.

Na rysunku 10 przedstawiono wyniki czterech różnych testów. Podstawowy przeprowadzono dla 10 próbek obustronnie platerowanych na pięciu poziomach amplitudy naprężenia zginającego od 102 do 178 MPa, co stanowi (30-53%) Re. Wyniki badań tej serii próbek wykazują mniejsze rozrzuty trwałości zmęczeniowej w stosunku do wyników badań próbek pełnych. Wynika to z obecności silnego inicjatora w postaci otworu, który „ujednolicał” fazę początkowego rozwoju pęknięcia zmęczeniowego.



Rys. 10. Trwałość zmęczeniowa próbek z otworem o średnicy 4 mm

Na tle wyników serii podstawowej naniesiono wyniki trzech innych serii. Na uwagę zasługują wyniki trwałości zmęczeniowej próbek z otworem, ale pozbawionych warstwy plateru. Można zauważyć wzrost tej trwałości w stosunku do próbek platerowanych. Ten wzrost nie jest jednak tak wyraźny jak w przypadku próbek pełnych i wyniósł około 27% przy 180 MPa oraz 135% przy 135 MPa. Te wyniki należy traktować bardzo ostrożnie ze względu na niewielką liczbę przebadanych próbek, jednak nie mogą być pomijane w analizie zmęczeniowego zachowania się stopu D16CzATW.

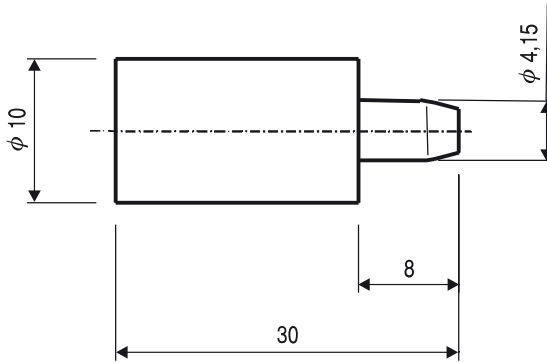
Kolejne wyniki dotyczą trwałości zmęczeniowej próbek, którą wyznaczono w badaniach propagacji pęknięć zmęczeniowych metodą nakładania replik. Warunki badań w stosunku do serii zasadniczej różnią się tym, że próbkę w trakcie badania wielokrotnie zdejmowano z uchwytów, obciążano statycznie i nakładano repliki. Te wielokrotnie zmieniane warunki obciążenia uwidoczniły się w wyraźnie większym rozrzucie trwałości próbek. Wyniki w większości leżą nieznacznie poza przedziałem ufności oszacowanym dla próbek serii podstawowej. Przypadkowy wzrost lub spadek trwałości zmęczeniowej przy danym poziomie naprężenia należy przypisać zmiennym warunkom badań i jest on dużo mniejszy niż w przypadku próbek pozbawionych plateru. Można przyjąć założenie, że badania propagacji pęknięć zmęczeniowych z wykorzystaniem replik dostarczają wyników o większym rozrzucie trwałości, ale zachowują zasadnicze procesy i mechanizmy niszczenia obserwowane w próbkach z badań bez „przerw”.

Ostatnie trzy wyniki uzyskano w badaniach kształtu czoła rozwijającego się pęknięcia zmęczeniowego. Warunki badań były identyczne jak dla serii zasadniczej,

poza tym, że dwu- lub trzykrotnie zakraplano barwnik wnikaający w pęknięcie. Takie badania pozwoliły uzyskać wyraźne kształty czoła rozwijającego się pęknięcia bez widocznych zmian w trwałości zmęczeniowej.

### 3.3. Trwałość zmęczeniowa próbek z otworem umocnionym przez kalibrację

Na rysunku 12 przedstawiono wyniki badań uzyskane dla próbek o kształcie identycznym jak poprzednio, ale z otworem umocnionym przez odkształcenie plastyczne. To odkształcenie uzyskano w procesie przepychania trzpienia o kształcie i wymiarach pokazanych na rysunku 11 przez otwór o średnicy  $\phi$  4 mm (wiercony i rozwiercany). W rezultacie średnica otworu w próbce wzrosła do  $\phi$  4,13 mm.

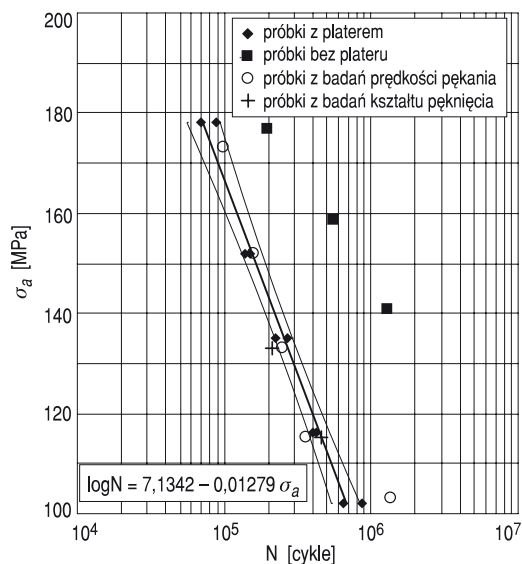


Rys. 11. Kształt trzpienia użytego w procesie plastycznego odkształcania brzegów otworu

Kalibrację wykonano przy użyciu ręcznej prasy, podpierając kalibrowaną próbkę na stole innych próbek z otworami o średnicy 4 mm. Zapobiegało to wykruszaniu brzegów otworu od strony wyjścia trzpienia.

Badania zasadnicze próbek obustronnie platerowanych z otworem kalibrowanym przeprowadzono w zakresie amplitudy naprężenia zginającego od 102 MPa do 178 MPa. Zaobserwowano najmniejszy rozrzut trwałości zmęczeniowej próbek ze wszystkich dotychczas opisanych wyników badań. Praktycznie wszystkie wyniki leżą w paśmie oszacowanym dla przyjętego 5% poziomu istotności.

Na tle wyników serii zasadniczej naniesiono trwałość zmęczeniową próbek z otworem umocnionym, ale bez warstwy plateru. Można zauważyć bardzo wyraźny (większy niż w przypadku próbek z otworem nieumocnionym) wzrost trwałości zmęczeniowej w stosunku do próbek platerowanych. Trwałość zmęczeniowa wzrastała od około 2,5 do 6 razy i wzrost ten był największy przy najniższym zastosowanym w badaniach naprężeniu. Wyniki trwałości zmęczeniowej próbek platerowanych z dwóch ostatnich serii, tzn. badań propagacji pęknięcia za pomocą



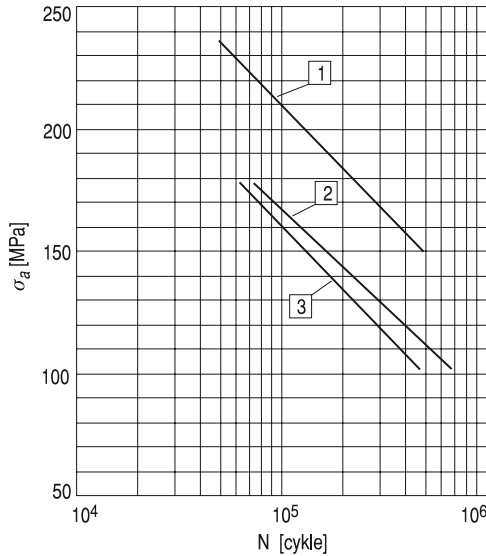
Rys. 12. Trwałość zmęczeniowa próbek z otworem umocnionym przez kalibrację

replik i kształtu czoła pęknięcia za pomocą barwienia, nie odbiegają od wyników badań zasadniczych. Jedynie próbka badana przy naprężeniu 103 MPa uzyskała trwałość wyższą od przewidywanej.

W tym przypadku może chodzić o naturalny rozrzut wynikający z badań przy poziomie naprężenia nieznacznie przekraczającym granicę zmęczenia. Te wyniki potwierdzają przedstawiony już wcześniej wniosek o niewielkim wpływie procedur badawczych z wykorzystaniem replik i barwienia na trwałość zmęczeniową stopu D16CzATW.

Zbiórca wynik badań trwałości zmęczeniowej dla próbek platerowanych w trzech wariantach wykonania przedstawiono na rysunku 13. Trwałość zmęczeniowa próbek pełnych jest najwyższa i około 3-4 razy większa niż próbek z otworem nieumocnionym.

Z kolei trwałość próbek z otworem wzrasta w wyniku zastosowanego odkształcenia plastycznego. Ten wzrost wynosi od około 15% przy naprężeniach najwyższych do około 35% przy naprężeniach najniższych. Warto podkreślić, że próbki z otworem kalibrowanym bez plateru wykazywały trwałość wyższą niż próbki pełne obustronnie platerowane. Nie widać tego bezpośrednio na żadnym z załączonych wykresów, ale można oszacować, wykorzystując wcześniejsze wykresy. Zatem negatywne oddziaływanie warstwy plateru może być silniejsze niż karbu geometrycznego w postaci walcowego otworu. Szczegółową analizę mechanizmów pęknięcia stopu aluminium D16CzATW w przypadku próbek z otworem kalibrowanym opracowaną na podstawie badań mikrofraktograficznych przedstawiono w publikacji [9].



Rys. 13. 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

#### 4. Podsumowanie

Badania zrealizowano w warunkach stałoamplitudowego zginania przy współczynniku asymetrii cyklu  $R = -1$ . Wykonano wykresy trwałości zmęczeniowej dla próbek z otworem wierconym i rozwiercanym, dla próbek z otworem umocnionym przez kalibrację oraz dla próbek bez karbu geometrycznego.

Zaobserwowano dużą powtarzalność wyników badań wynikającą z wysokiej jednorodności mikrostruktury stopu D16CzATW. Trwałość zmęczeniowa próbek bez karbu geometrycznego była 3-4 razy większa niż próbek z otworem nieumocnionym (wierconym i rozwiercanym). Ustalono, że kalibracja wpływa korzystnie na trwałość zmęczeniową elementów. W przypadku próbek z otworem umocnionym przez kalibrację o stopniu  $k = 3,25\%$  w stosunku do próbek z otworem nieumocnionym trwałość zmęczeniowa wzrosła od 15% do 35% w zależności od poziomu amplitudy naprężenia zginającego. Tę zmianę wyjaśniono wprowadzeniem podczas kalibracji obwodowych naprężeń ściskających, które zmniejszają efekt spiętrzenia naprężeń od otworu.

Zaobserwowano niekorzystny wpływ warstwy plateru na przebieg niszczenia próbek. Trwałość zmęczeniowa próbek pełnych po usunięciu warstwy plateru wzrosła siedmiokrotnie w stosunku do próbek platerowanych o tym samym kształcie. Ta warstwa jest źródłem licznych mikropęknięć powierzchniowych, a jej wpływ



na trwałość zmęczeniową jest porównywalny z obecnością w próbkach silnych koncentratorów naprężeń.

Przyczyn takiego zachowania materiału poszukiwano w badaniach mikro-mechanizmów niszczenia. Analiza mikrofraktograficzna powierzchni przełomów pozwoliła zaobserwować, że w materiale rodzimym występują liczne oznaki pęknięcia kruchego i quasi-kruchego przy niedużym udziale odkształceń plastycznych. Wzrostowi głębokości pęknięcia towarzyszy intensyfikacja odkształceń plastycznych, powstawanie różnokierunkowo zorientowanych układów prążków zmęczeniowych oraz liczne pęknięcia odłomowe.

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

Artykuł wpłynął do redakcji 5.11.2010 r. Zweryfikowaną wersję po recenzji otrzymano w grudniu 2010 r.

#### LITERATURA

- [1] M. SKORUPA, A. SKORUPA, T. MACHNIEWICZ, P. GRUSZCZYŃSKI, *Wzrost pęknięć zmęczeniowych w lotniczym stopie aluminium*, XIX Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pęknięcia, Bydgoszcz-Pieczyska, 2002, 361-368.
- [2] M. SKORUPA, A. SKORUPA, T. MACHNIEWICZ, P. GRUSZCZYŃSKI, *Trendy eksperymentalne we wzroście pęknięć zmęczeniowych w blasze z lotniczego stopu aluminium D16*, Przegląd Mechaniczny, 11, Warszawa, 2003, 21-27.
- [3] M. SKORUPA, A. SKORUPA, T. MACHNIEWICZ, *Efekty interakcji obciążeń we wzroście pęknięć zmęczeniowych w stopie aluminium D16Cz*, XX Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pęknięcia, Bydgoszcz-Pieczyska, 2004, 387-394.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] S. MROZIŃSKI, A. LIPSKI, *Eksperymentalna analiza kalibracji otworów nitowych*, XXIV Sympozjon Podstaw Konstrukcji Maszyn, 2009, 359-364.
- [7] A. LIPSKI, S. MROZIŃSKI, *Numeryczna symulacja procesu kalibrowania otworu pod nit*, XXIV Sympozjon Podstaw Konstrukcji Maszyn, Białystok-Białowieża, 2009, 310-315.
- [8] ASTM E739-91: *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life ( $\epsilon$ -N) Fatigue Data*.
- [9] J. MIERZYŃSKI, V. HUTSAYLYUK, *The micromechanism of fatigue cracking of the D16 aluminium alloy elements with a calibrated hole subject to bending*, XV International Colloquium Mechanical Fatigue of Metals, Opole, 2010.

J. MIERZYŃSKI

**Experimental research of fatigue life in D16CzATW aluminium alloy specimen with a geometrical notch**

**Abstract.** There was examined fatigue life in D16CzATW aluminium alloy clad specimens. The research was carried out under the conditions of constant-amplitude bending at the stress ratio  $R = -1$ . Fatigue life diagrams were plotted for full specimens, specimens with drilled holes each and specimens with holes that were strengthened in a calibration process. As a result of the research, it was concluded that fatigue lives of specimens with calibrated holes were longer by 15% to 35% (depending on applied loads) in relation to specimens with common holes. The aforementioned increase was explained by a change in the state of stress around the hole. Significantly bigger differences were observed in comparative tests conducted on similar specimens, clad layers of which had been removed. It should be emphasized that fatigue lives of calibrated specimens prepared in that way were longer even in relation to clad specimens without geometric notches. An unfavourable effect of plate layers on fatigue failure processes was observed. A plate layer is the source of numerous surface micro-cracks and its effect on fatigue life is comparable to the effect of the presence of a strong concentrator in components. A microfractographic analysis of fracture surfaces made it possible to observe that in the parent material, there were present numerous marks of brittle and quasi-brittle cracking and, at the same time, an insignificant presence of plastic deformations. Increase in cracking depth was accompanied by intensification of plastic deformations, formation of multidirectionally oriented systems of fatigue striations as well as numerous fracture-originating cracks. In the residual zone, there was observed plastic cracking in the form of a homogenous slice structure.

**Keywords:** fracture mechanics, fatigue micromechanism, fatigue crack propagation, fatigue life