



BIULETYN WAT
VOL. LVI, Nr 4, 2007

Analiza rozwoju małych pęknięć zmęczeniowych od otworu oraz mikromechanizm pęknięcia platerowanej blachy stopu aluminium 2024-T3

DOROTA KOCĄŃDA, VOLODYMYR HUTSAYLYUK,
VOLODYMYR HLADO*

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechaniczny, Katedra Budowy Maszyn,
00-908 Warszawa, ul. S. Kaliskiego 2

*Uniwersytet Państwowy Techniczny, Katedra Materiałoznawstwa,
Ukraina, 46-001 Tarnopol, ul. Ruska 56

Streszczenie. Zbadano powstawanie i rozwój małych pęknięć zmęczeniowych propagujących od otworu w obustronnie platerowanej blasze lotniczego stopu aluminium 2024-T3 przy stałoamplitudowym jednostronnym zginaniu ($R = 0,1$). Badania początkowego okresu rozwoju pęknięć przeprowadzone za pomocą mikroskopu SEM pozwoliły ustalić miejsce inicjacji pęknięcia i mikromechanizm pęknięcia blachy aluminiowej. Rozwój pęknięć na powierzchni próbek wyciętych z blachy rejestrowano metodą replik. Wykazano wyjątkowo duży rozrzut prędkości pęknięcia w przedziale rozwoju małych powierzchniowych pęknięć, który w blachach o grubości 3 mm sięga do 0,5 mm.

Słowa kluczowe: stop aluminium, małe pęknięcia zmęczeniowe, prędkość zmęczeniowego pęknięcia, mechanizm pęknięcia

Symbole UKD: 669.715

Wprowadzenie

Problem zmęczenia materiałów i konstrukcji nabrał szczególnego znaczenia w XX wieku wraz z szybkim rozwojem wielu gałęzi przemysłu, między innymi przemysłu lotniczego, samochodowego i maszynowego. Stawiane przez przemysł wymagania wysokiej niezawodności konstrukcji i bezpiecznej eksploatacji mają szczególne znaczenie w przypadku konstrukcji dynamicznie obciążonych i silnie wyciężonych. Oczekuje się, że stosowana od pewnego czasu koncepcja projekto-

wania konstrukcji na bezpieczne uszkodzenie (*damage tolerance*) pozwoli spełnić te wymagania. Zgodnie z tą koncepcją dopuszczalna jest eksploatacja konstrukcji z uszkodzeniami, a nawet z pęknięciami nie przekraczającymi dopuszczalnych granic. Jednak z tym łączy się konieczność ciągłego monitorowania stanu technicznego konstrukcji i prognozowania rozwoju pęknięć zmęczeniowych na wszystkich jego etapach — od inicjacji poprzez okres propagacji małych i długich pęknięć, aż do ich długości dopuszczalnych dla konkretnej konstrukcji. Uzyskanie pełnej informacji o charakterze i typie uszkodzeń jest niezbędne do opracowania prognozy wytrzymałości konstrukcji ogólnie i podjęcia decyzji o dalszej bezpiecznej jej eksploatacji. Z tego względu aktualne są badania powstawania i rozwoju małych pęknięć, które łączą procesy zmęczenia materiału konstrukcyjnego z oceną pozostałej żywotności konstrukcji na poziomie mikro- i makrostrukturalnym. Szczególnie ważne jest to dla konstrukcji, w których bezpieczeństwo eksploatacji bezpośrednio związane jest z bezpieczeństwem ludzi, jak to ma miejsce w lotnictwie.

W silnie wyczerpanych elementach konstrukcji lotniczej słabym ogniwem jest połączenie nitowe blach pokrycia skrzydeł samolotu. Przedział rozwoju małych pęknięć zmęczeniowych od otworów jest okresem bezpiecznej eksploatacji połączenia. Przekroczenie warunków granicznych dla długości tych pęknięć lub zakresu progowego współczynnika intensywności naprężeń ΔK_{th} oznacza początek wyczerpania rezerwy bezpiecznej eksploatacji połączenia nitowego. Z tego powodu celowe było zbadanie mechanizmu powstawania i rozwoju małych pęknięć zmęczeniowych od otworu w platerowanych blachach stopu aluminium 2024-T3 stosowanego na dolne pokrycie skrzydła samolotu, określenie granicznej długości tych pęknięć oraz okresu ich rozwoju będącego częścią całkowitej trwałości elementu konstrukcji.

Krótkiego wyjaśnienia wymaga terminologia stosowana w publikacjach naukowych do określenia pęknięć rozwijających się w początkowym etapie zmęczenia materiału konstrukcyjnego, a więc poniżej wartości progowej współczynnika ΔK_{th} . W czasopiśmiennictwie pojawiają się dwa terminy: „krótkie pęknięcia” (ang. *short cracks*) i „małe pęknięcia” (*small cracks*). Przyjmuje się, że terminem „krótkie pęknięcia” obejmuje się pęknięcia rozwijające się w jednej płaszczyźnie (pęknięcia jednowymiarowe). Z kolei, w odniesieniu do pęknięć dwuwymiarowych poprawniejszy jest termin — „małe pęknięcia”. To zróżnicowanie w nazewnictwie pęknięć jest również uwzględnione w przedstawianej pracy.

Badania powstawania i rozwoju krótkich powierzchniowych pęknięć w materiałach lotniczych prowadzone są od czterdziestu lat, ale większe zainteresowanie tymi badaniami notuje się od dwudziestu lat. Wśród lotniczych stopów aluminium najczęściej badanym stopem jest stop amerykański 2024-T3. Kilkuletnie własne badania rozwoju pęknięć zmęczeniowych w tym stopie przy różnych przebiegach obciążeń o zmiennej amplitudzie znalazły odbicie w sporej liczbie publikacji z lat 2003-2006. Niektóre z tych prac wymieniono w bibliografii [1-3]. Badano za pomocą mikroskopu elektronowego skaningowego SEM i transmisyjnego TEM wpływ

kształtu widma z wielokrotnymi przeciążeniami na prędkość pękania stopu i na możliwość odtwarzania tej prędkości na podstawie cech mikrobudowy powierzchni przelomu zmęczeniowego zniszczonych elementów. Badania te dotyczyły głównie pęknięć długich, czyli pęknięć rozwijających się powyżej wartości progowej współczynnika ΔK_{th} . Zaistniała zatem konieczność zbadania zachowania się pęknięć poniżej wartości ΔK_{th} . Cechy właściwe krótkim pęknięciom omówiono w kilku pracach, między innymi w [4-6]. Na rozwój krótkich pęknięć silny wpływ wywiera struktura materiału, przede wszystkim granice kilku pierwszych ziaren struktury, które są najdogodniej zorientowane względem płaszczyzny działania maksymalnych naprężeń stycznych τ_{max} . Poprzez te wyróżnione ziarna struktury przebiega ścieżka pękania. Granice międzyfazowe stanowią naturalną przeszkodę dla powiększania się pęknięć, a więc dla hamowania procesu dekohezji materiału. Wynikiem okresowej blokady pęknięć na granicach ziaren lub na wydzieleniach metalicznych jest nieregularny rozwój krótkich pęknięć i spadek prędkości pękania do wartości minimalnej. Zjawisko to dotyczy stadium I rozwoju pęknięć, tak zwanych mikrostrukturalnie krótkich pęknięć. Stadium II wzrostu tych pęknięć charakteryzuje się mniejszym wpływem struktury i łączone jest z rozwojem fizycznie krótkich pęknięć, zwanych też mechanicznie krótkimi (lub małymi) pęknięciami.

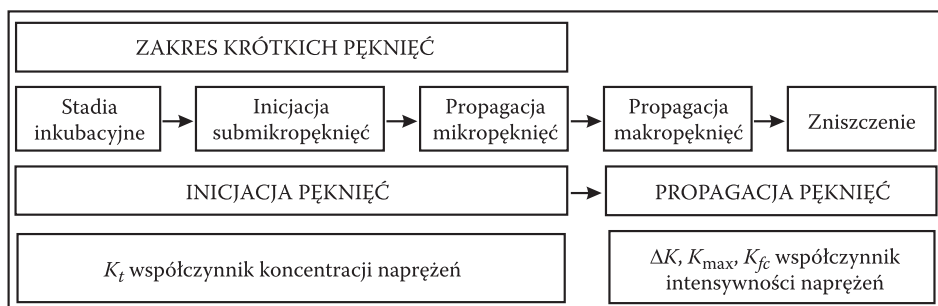
Przedział długości krótkich pęknięć w stopie 2024-T3 (łącznie oba stadia I i II), według autora pracy [7], sięga do 0,5-0,8 mm. Zakres tych długości można przyjąć w badaniach próbek przy symulowanych obciążeniach statków powietrznych. Wartość początkową współczynnika ΔK dla wzrostu tych pęknięć równą 0,8-1 MPa \sqrt{m} w stopie 2024-T3 ustalono na podstawie badań, które opisano w pracach [8-9]. Wstępne badania krótkich pęknięć prowadzone były dla tego stopu również przez zespół [10], w którym uczestniczył jeden z autorów przedstawianej pracy. Przy jednostronnym zginaniu ($R = 0,1$) zanotowano wyjątkowo duże rozrzuty punktów pomiarowych na wykresach prędkości pękania w pierwszym okresie rozwoju pęknięć, bo sięgające rzędu wielkości. Na podstawie badań ustalono z pewnym przybliżeniem, że przedział rozwoju krótkich pęknięć dotyczy wartości ΔK do 10 MPa \sqrt{m} i odpowiada 20-25% całkowitej trwałości próbek. Długość tych pęknięć jest ograniczona do 0,5 mm. Te wyniki są zgodne z doniesieniami literaturowymi.

Nieregularny wzrost małych pęknięć w materiale utrudnia opracowanie jednolitego modelu kinetyki narastania tych pęknięć. Jedną z propozycji modelowania krótkich pęknięć w I i II stadium ich rozwoju w stopach aluminium poprzez funkcję gęstości dyslokacji krawędziowych przedstawiono w pracy [11]. Jakkolwiek uważa się powszechnie, że do opisu krótkich pęknięć nie powinno stosować się liniowej mechaniki pękania, to w wielu pracach odchodzi się od tej zasady. W publikacji [9] autorzy przedstawili pragmatyczne podejście, to jest takie, jakie stosowane jest w przypadku długich pęknięć do opisu prędkości wzrostu bardzo krótkich pęknięć i oceny trwałości zmęczeniowej dla tego zakresu pęknięć. Bazując na wynikach badań mikroskopowych dla bardzo krótkich pęknięć w stopie 2024-T3 i na opracowaniach

statystycznych, autorzy dowiedli, że górne pasmo rozrzutu wartości prędkości pęknięcia przy rozciąganiu ze współczynnikiem asymetrii cyklu $R = 0,05$ pokrywa się z linią regresji poprowadzoną przez punkty prędkości pęknięcia właściwe długim pęknięciom otrzymane przy wysokich współczynnikach $R (0,7-0,9)$. Duże rozrzuty prędkości pęknięcia w przedziale krótkich pęknięć skłaniają do stosowania głównie metod stochastycznych w obliczeniach trwałości zmęczeniowej elementów. Klasyfikacja postaci współczynnika ΔK w tych obliczeniach była modyfikowana poprzez czynnik eksponencjalnie malejący wraz ze wzrostem długości pęknięcia.

Podejście stochastyczne do opisu krótkich pęknięć, bazujące na funkcji gęstości prawdopodobieństwa wystąpienia danej długości pęknięcia w czasie, rozwijał zespół, którego uczestnikiem był jeden z autorów pracy. Opracowano kilka tego typu modeli do opisu narastania krótkich pęknięć w stali 45 [12-13] i w stopie tytanu WT3-1 [14-15].

Według zaproponowanego w pracy [16] podziału procesu zmęczeniowego pęknięcia materiałów na dwa etapy — inicjacji i propagacji pęknięcia, okres rozwoju krótkich pęknięć jest zaliczany do etapu pierwszego (rys. 1). Konsekwencją takiego podejścia jest stosowanie współczynnika koncentracji naprężeń K_t do opisu etapu inicjacji pęknięcia. Z kolei w pracy [17] dowiedziono, że dla ujęcia mechanicznie krótkich pęknięć można stosować liniową mechanikę pęknięcia i współczynnik intensywności naprężeń ΔK .



Rys. 1. Stadia zmęczeniowego niszczenia materiału i parametry do opisu zjawiska pęknięcia

Gdy kierujemy się takim podziałem procesu zmęczeniowego niszczenia konstrukcji, wtedy okres propagacji mechanicznie krótkich (małych) pęknięć obejmuje etap inicjacji pęknięcia i początkowy etap rozwoju makropęknięć. Te pęknięcia mają istotne znaczenie dla eksploatacji konstrukcji. Ich długości można kontrolować i mierzyć za pomocą nowoczesnego sprzętu i uwzględniać przy prognozowaniu trwałości zmęczeniowej konstrukcji.

Celem badań przedstawianych w tej pracy była analiza procesu rozwoju małych pęknięć od otworu w obustronnie platerowanych blachach ze stopu 2024-T3

i jednocześnie wyjaśnienie mikromechanizmu pęknięcia materiału. Wyniki tych badań posłużyły do opracowania i przedstawienia w kolejnej pracy [18] metody przewidywania propagacji pęknięć od otworu w platerowanych blachach z uwzględnieniem mechanicznie małych pęknięć.

1. Metodyka i wyniki badań

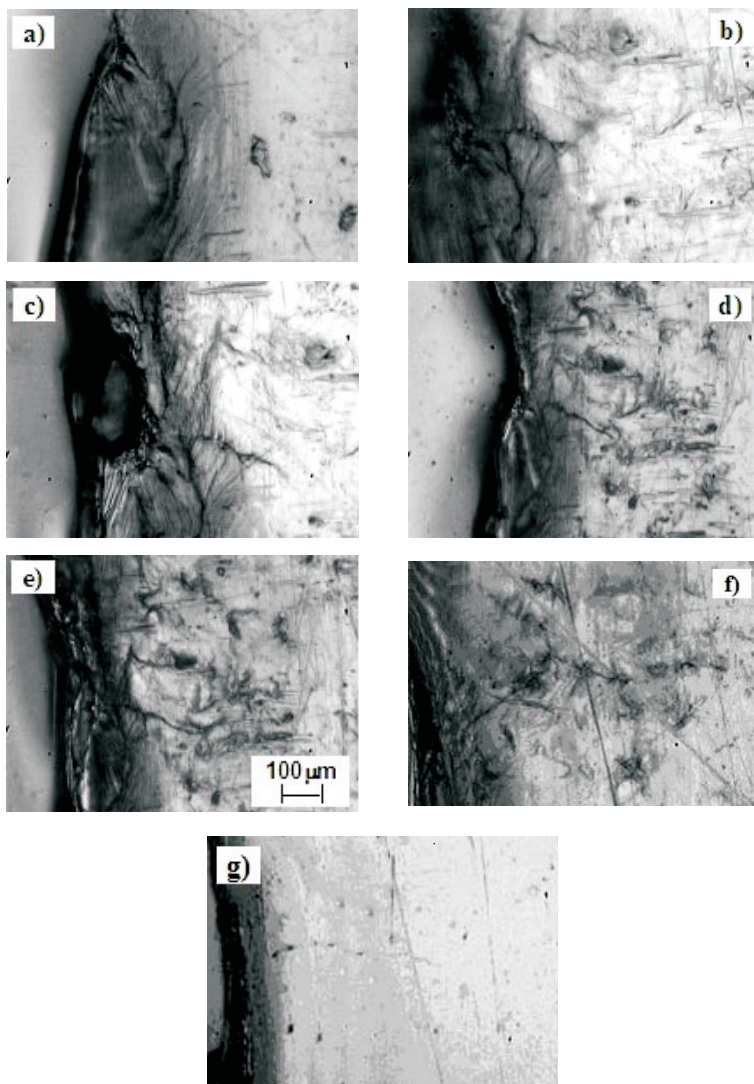
Materiałem badawczym były obustronnie platerowane blachy ze stopu aluminium 2024-T3 o grubości 3 mm. Skład stopu oraz właściwości mechaniczne podano w [1-3]. Z blachy wycięto próbki o długości 90 mm i szerokości 32 mm wzdłuż kierunku walcowania (LT). Nadmienimy, że próbki pobierane z blachy w dwóch kierunkach: wzdłuż (LT) i w poprzek (TL) do kierunku walcowania wykazywały rozrzut podstawowych właściwości mechanicznych w granicach: $R_m = 447-466$ MPa, $R_e = 303-325$ MPa. Grubość warstewki plateru wynosiła 0,12 mm. W warstewce tej zmierzono metodą rentgenograficzną własne naprężenia ściskające o wartości 40 MPa.

W środku próbek wycięto otwór o średnicy 3 mm. Próbki poddawano jednostronnie zmiennemu zginaniu o współczynniku asymetrii cyklu $R = 0,1$ na zginarce wykonanej w Zakładzie Podstaw Konstrukcji Maszyn WAT. Przyjęto wartość naprężenia zginającego $\sigma_{\max} = 100$ MPa, co odpowiada uśrednionym naprężeniom zginającym w połączeniach blach pokrycia skrzydła samolotu. Częstotliwość zmian obciążenia wynosiła 23,5 Hz. Rejestracji pęknięć na powierzchni próbek dokonywano za pomocą replik, nakładając je na strefy rozwoju pęknięć z obu stron otworu. Obrazy wspomnianych stref wraz z rozwijającymi się pęknięciami analizowano w mikroskopie optycznym Neophot-2, a następnie wczytywano do programu graficznego Lucia Measurement Version, który umożliwiał dokładny pomiar długości pęknięć na ekranie komputera. Nie stosowano żadnego polerowania mechanicznego ani chemicznego powierzchni próbek, aby zachować stan blach stosowanych na pokrycia skrzydeł i ujawnić wpływ plateru na powstawanie pęknięć. Taki rzeczywisty stan powierzchni powodował pewne trudności przy obserwacji rozwoju krótkich pęknięć. Oczywiście, zdajemy sobie sprawę z tego, że badania krótkich pęknięć metodą replik dają przybliżone wyniki. Jednakże w tych badaniach chodziło głównie o uzyskanie ilościowych parametrów, dla których ta metoda jest dostatecznie szczegółowa.

W komorze mikroskopu skaningowego SEM analizowano wszystkie próbki z pęknięciem na różnych etapach ich pęknięcia. Obserwowano powierzchnię próbki od strony plateru i jednocześnie z wewnętrznej strony otworu. Oprócz tego analizowano kształt frontu pęknięcia na przelomie próbki po różnej liczbie cykli obciążenia i przy różnym powiększeniu. Pod uwagę brano ten zakres rozwoju pęknięć, który według [6] odpowiada mechanicznie krótkiemu pęknięciu. Dla tych pęknięć dopuszczalne jest stosowanie liniowej mechaniki pęknięcia. Skupienie uwagi na przedziale mecha-

nicznie krótkich pęknięć tłumaczy się tym, że są to pęknięcia, które łatwo nadają się do kontroli i pomiarów nowoczesnym sprzętem. Można je zatem uwzględnić w inżynierskich metodach prognozowania trwałości konstrukcji.

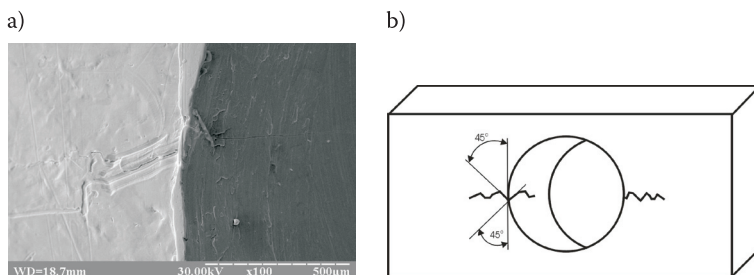
Przykładowe zdjęcia krótkich powierzchniowych pęknięć na różnych etapach ich rozwoju w obustronnie platerowanych aluminiowych blachach, oglądane w mikroskopie SEM, są przedstawione na rysunku 2. Wszystkie zdjęcia wykonano



Rys. 2. Krótkie pęknięcia w próbkach LT ze stopu 2024-T3 przy $\sigma_{\max} = 100$ MPa po liczbach cykli: a) $1 \cdot 10^4$; b) $2,3 \cdot 10^4$; c) $2,9 \cdot 10^4$; d) $5,9 \cdot 10^4$; e) $9,5 \cdot 10^4$; f) $6,9 \cdot 10^4$; g) $2,8 \cdot 10^5$ (próbka bez plateru)

przy tym samym powiększeniu. Wybrano najbardziej charakterystyczne obrazy dla badanych próbek. Zdjęcia te dotyczą tylko zakresu krótkich pęknięć. Na zdjęciach wyraźnie widoczna jest strefa odkształconego materiału wokół wierconego otworu w postaci ciemnego pasma, która powstała przy wykonywaniu otworu. Ma ona wpływ na początkowy rozwój krótkich pęknięć. Źródła pęknięć są skoncentrowane głównie na brzegu otworu i na granicy między tą strefą odkształconego materiału a materiałem rodzimym próbki (rys. 2a). Jednak na tym zdjęciu bardzo trudno odróżnić lokalne plastyczne odkształcenia od rzeczywistego pęknięcia, zwłaszcza w okolicy otworu. Z tego powodu próbkę dodatkowo obserwowano na optycznym mikroskopie Neophot-2 w celu ustalenia faktycznego stanu rozwoju pęknięć. Zauważono, że w początkowym etapie zmian zmęczeniowych (po 10^4 cyklach), w obrębie strefy odkształconego materiału wokół otworu powstały równoległe do jego brzegów ciemne strefy o prawie jednakowej wzajemnej odległości (rys. 2a). Kolejne cykle obciążenia powodowały tworzenie się siatki lokalnego plastycznego odkształcenia w strefie odkształconego materiału wokół otworu. Po $2,3 \cdot 10^4$ cyklach zidentyfikowano pęknięcie o długości około 0,15 mm (rys. 2b). Wraz z rozwojem tego pęknięcia przed jego wierzchołkiem tworzyła się nowa strefa lokalnych odkształceń plastycznych. Początkowo wielkość tych odkształceń nie była dostateczna, aby pęknięcie mogło się powiększyć. Równocześnie ujawnił się mechanizm zmęczeniowego uszkodzenia materiału podczas powierzchniowego przyrostu pęknięcia. Polegał on na powstawaniu na powierzchni plateru siatki nowych lokalnych stref plastycznych odkształceń, które poprzedzały wzrost pęknięcia (rys. 2b i c). Taki mechanizm skokowego przyrostu krótkiego pęknięcia na powierzchni próbki prowadził do okresowego spadku prędkości pęknięcia. Jednocześnie te spadki prędkości pęknięcia na powierzchni mogły wiązać się z rozwojem pęknięcia w głąb blachy z inną już prędkością.

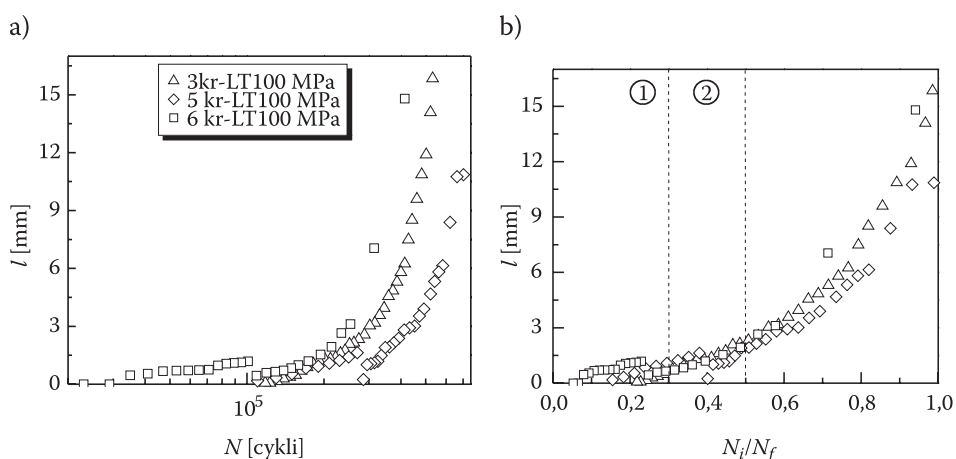
Podobnie zachowuje się pęknięcie wewnątrz otworu wykazując także odchylenie o kąt 45° od tworzącej powierzchni otworu. Najlepiej jest to widoczne przy obserwacji powierzchni próbki w komorze mikroskopu SEM w okolicy krawędzi otworu (rys. 3).



Rys. 3. Mikroskopowa ścieżka wzrostu pęknięcia na powierzchni oraz wewnątrz otworu obserwowana w mikroskopie SEM (a) i jej schemat (b)

Rozwojowi pęknięcia na powierzchni próbek sprzyja też powstająca wraz z liczbą cykli obciążenia siatka mikropeęknięć w kruchej utlenionej błonce plateru pod wpływem pęknięcia, które tuneluje od spodu warstwę plateru. Mikropeęknięcia te łączą się i rozwijają w płaszczyźnie największych naprężeń stycznych. Jest to pierwszy etap rozwoju małych pęknięć i związany jest z pękaniem tylko wzdłuż powierzchni próbek. W drugim etapie rozwój pęknięcia odbywa się zarówno wzdłuż powierzchni, jak i w głąb blachy. Łączenie się dwóch mikropeęknięć na powierzchni próbki uwidaczniają zdjęcia na rysunkach 2d i 2e. Makroskopowa ścieżka pęknięcia, widoczna na powierzchni próbek, jest prostopadła do płaszczyzny działania największych naprężeń normalnych (rys. 2f). Dla porównania na rysunku 2g przedstawiono rozwijające się pęknięcie od otworu w próbce bez plateru. W próbkach tych pęknięcia powstawały później, aniżeli w próbkach platerowanych i szybciej się rozwijały.

Wykresy długości powierzchniowych pęknięć w funkcji liczby cykli zmian obciążenia N przedstawiono na rysunku 4a, a na rysunku 4b — w zależności od stosunku liczby cykli bieżących N_i do liczby cykli niszczących N_f próbki. Punkty doświadczalne, odpowiadające zmierzonym długościom pęknięć w trzech próbkach, nie wykazywały większego rozrzutu. Obserwowane na wykresach na rysunkach 4a i 4b nieciągłości w przebiegu punktów doświadczalnych dla próbki 6kr-LT100 po 10^5 cykli, czyli po $N_i/N_f = 0,25$ trwałości całkowitej próbki i w próbce 5kr-LT100 po $2,8 \cdot 10^5$ cyklach ($N_i/N_f = 0,40$) wystąpiły po usunięciu plateru z powierzchni próbek po wymienionych liczbach cykli obciążenia i dalszym rozwojem pęknięć już z inną prędkością. W obu próbkach zdjęcie plateru skutkowało spadkiem długości pęknięcia niemal do zera. Szczególnie było to zauważalne w próbce 5kr-LT100. Po usunięciu plateru nie stwierdzono za pomocą mikroskopu optycznego obecności pęknięć na



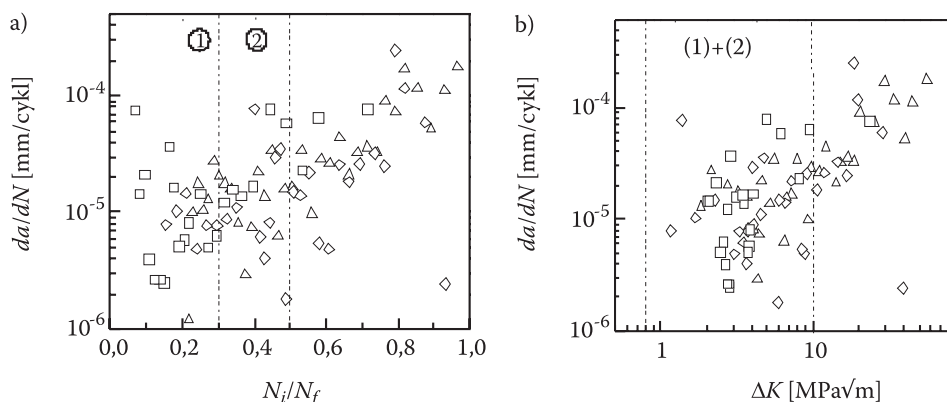
Rys. 4. Wykresy długości powierzchniowych pęknięć w próbkach ze stopu 2024-T3 w zależności od liczby cykli N (a) i od stosunku N_i/N_f (b)

powierzchni próbek, ani na replikach pobranych z ich powierzchni. Oznacza to, że w platerowanych próbkach rozwój krótkich pęknięć w pierwszym etapie przebiega głównie tylko w warstwie plateru. Kolejne cykle obciążenia spowodowały gwałtowny rozwój pęknięcia na powierzchni próbek pozbawionych plateru.

Były to pojedyncze pęknięcia rozwijające się z obu stron otworu w płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny działania naprężeń zginających już jako pęknięcia długie. Na rysunku 4b pionowymi liniami przerywanymi zaznaczono dwie strefy (1) i (2) związane z długościami krótkich pęknięć i z odpowiadającymi im przedziałami trwałości, wyrażonej poprzez stosunek liczby cykli N_i/N_f . Strefa (1) odnosi się do przedziału rozwoju krótkich powierzchniowych pęknięć w stopie 2024-T3, który ustalono na podstawie własnych badań dla platerowanej blachy tego stopu o grubości 3 mm. Przedział ten jest zgodny z sygnalizowanym w publikacjach [8-9]. Strefa (2), rozciągająca się od granicy strefy (1) do drugiej pionowej linii, dotyczy zakresu krótkich pęknięć w próbkach bez plateru.

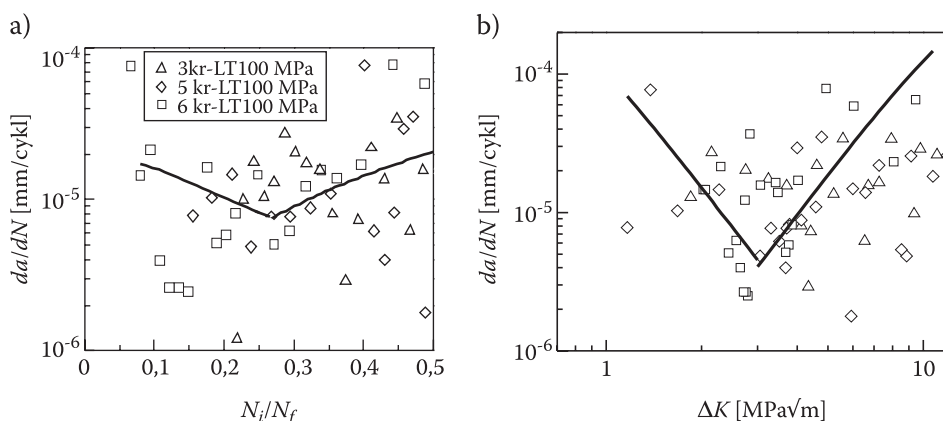
Podobnie na rysunku 5, kierując się tymi samymi przesłankami, zaznaczono dwie strefy (1) i (2) zmian prędkości pęknięcia w przedziale krótkich pęknięć w trzech badanych próbkach. Przebiegi tej prędkości odniesiono do trwałości próbek N_i/N_f (rys. 5a) i do zakresu wartości współczynnika intensywności naprężeń ΔK (rys. 5b). Na rysunku 5b strefą (1)+(2) objęto krótkie pęknięcia rejestrowane w próbkach z platerem i bez plateru. Strefa ta rozciąga się od wartości ΔK równej (0,8-1) $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ do wartości $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Poza tą strefą rozciąga się przedział wzrostu już długich pęknięć. Obliczenia współczynnika ΔK dokonano zgodnie z zasadami mechaniki pęknięcia. Wykresy na rysunku 5 obejmują cały zakres trwałości badanych próbek.

Poprzez punkty doświadczalne na wykresach 6a i 6b poprowadzono linie trendu, metodą najmniejszych kwadratów, w celu wyraźnego wskazania tendencji



Rys. 5. Prędkość pęknięcia w próbkach ze stopu 2024-T3 w zależności od stosunku liczby cykli N_i/N_f (a) i od zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK (b)

w zachowaniu się prędkości powierzchniowego pęknięcia w okresie obejmującym 50% całkowitej trwałości próbek (rys. 6a) i odpowiadającego tej trwałości zakresowi zmian współczynnika ΔK (rys. 6b). Na podstawie własnych badań ustalono, że okres rozwoju krótkich pęknięć od otworu w obustronnie platerowanych blachach stanowi około 25% całkowitej trwałości próbek, a prędkość pęknięcia próbek w tym okresie zmieniała się od 10^{-6} do 10^{-4} mm/cykl. Wartość współczynnika ΔK_{mech} , od której to wartości krótkie pęknięcia powierzchniowe mogą wykazywać cechy mechanicznie krótkich pęknięć, ustalono na $\Delta K_{\text{mech}} = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Powyżej tej wartości współczynnika ΔK pęknięcie w próbkach przebiega w dwóch wymiarach — na powierzchni i w głąb blachy. Podane wartości mogą się zmieniać, gdyż zależą od rodzaju i od poziomu naprężeń zewnętrznych przyłożonych do elementu.



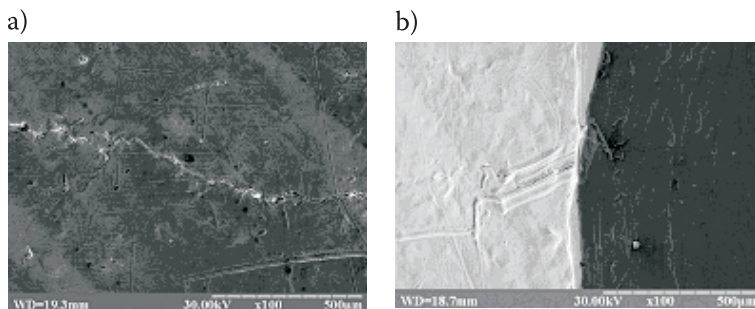
Rys. 6. Prędkość rozwoju krótkich powierzchniowych pęknięć w zależności od (a) stosunku liczby cykli N_i/N_f oraz (b) zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK

Zamieszczone wykresy potwierdzają duży rozrzut punktów doświadczalnych prędkości pęknięcia, o którym wielokrotnie już wspomiano. Dotyczy to szczególnie przedziału krótkich powierzchniowych pęknięć. Mniejszy rozrzut wartości prędkości pęknięcia obserwowany jest na granicy przejścia do długich pęknięć.

Obserwacje w mikroskopie elektronowym SEM dostarczyły więcej szczegółów dotyczących miejsca powstawania i mechanizmu wzrostu pęknięć od otworu w obustronnie platerowanych blachach aluminiowych, które poddawano jednostronnie zmiennemu zginaniu ($R = 0,1$). Badania te przeprowadzono w Uniwersytecie Technicznym w Tarnopolu na Ukrainie. Ich celem było potwierdzenie wcześniejszych wyników analizy obrazów powierzchni próbek otrzymanych metodą replik, jak również ustalenie źródła inicjacji pęknięcia, kształtu czoła i przebiegu pęknięcia oraz mechanizmu pęknięcia blachy.

Obserwacjom w mikroskopie poddawano próbki po różnej liczbie cykli obciążenia, w których rejestrowano różne długości pęknięć. Najpierw analizowano

powierzchnię próbek i wewnętrzną stronę otworu. Przykładowe zdjęcia z tych obserwacji podano na rysunku 7. Na zdjęciu z lewej strony rysunku 7a widoczne jest krótkie powierzchniowe pęknięcie rozwijające się w okolicy krawędzi otworu. Ścieżka tego pęknięcia powstała na skutek łączenia się krótkich pęknięć w dwóch płaszczyznach wzajemnie prostopadłych, a więc w płaszczyznach działania największych naprężeń stycznych. W okolicy tego pęknięcia oraz w niedużej odległości od niego zaznaczyły się strefy lokalnych odkształceń plastycznych w postaci pasm poślizgów. Jaśniejszy kolor ścieżki pęknięcia, odróżniający ją od koloru powierzchni próbki, świadczy o obecności lokalnych stref plastycznego odkształcenia, które towarzyszą rozwijającym się mikropęknięciom na powierzchni plateru. Jak wykazała analiza fraktograficzna powierzchni przełomu próbek (rys. 8), pęknięcia rozwijały się pod warstwą plateru na granicy z materiałem rodzimym i częściowo wychodziły na powierzchnię plateru poprzez łączenie się sąsiednich stref plastycznego odkształcenia. Ślady mechanicznych zarysowań i uszkodzeń widoczne na zdjęciach na rysunku 7 prawdopodobnie powstały w trakcie transportu blach i podczas wykonywania otworu. Warto zaznaczyć, że na wewnętrznej powierzchni otworu nie zauważono obecności nawet lokalnych stref plastycznych odkształceń. W okolicy pęknięcia były to nieduże, praktycznie niezauważalne strefy odkształceń. Te wyniki obserwacji mikroskopowych potwierdzają wcześniejsze przypuszczenia o charakterze propagacji pęknięcia w momencie wyjścia na powierzchnię próbki.

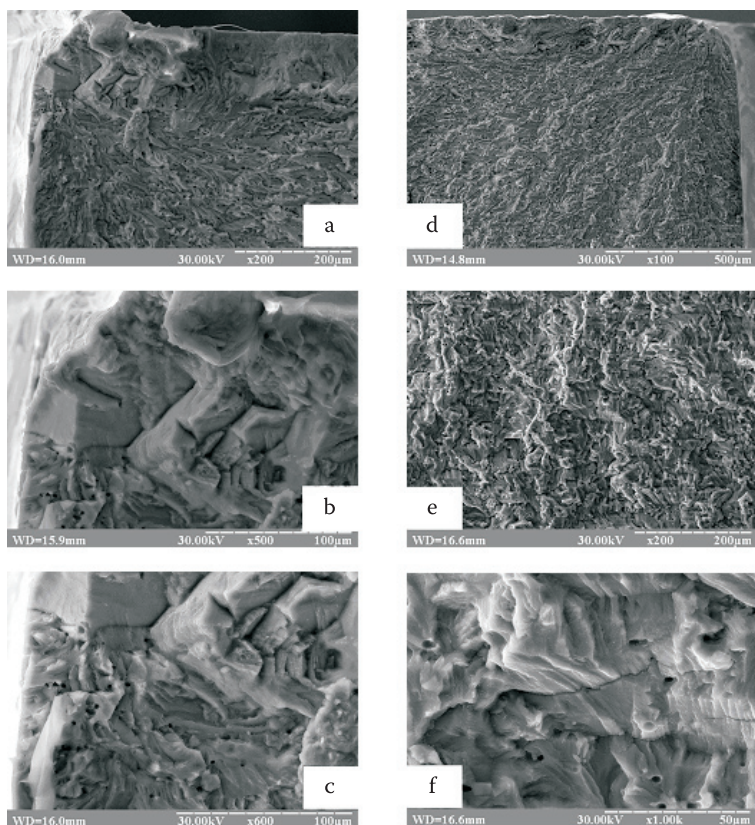


Rys. 7. Mikroskopowa ścieżka pęknięcia na powierzchni (a) oraz na wewnętrznej stronie otworu (b) obserwowana w mikroskopie SEM (pow. 100x)

W trakcie badań mikroskopowych ustalono też początkową oraz końcową długość małego pęknięcia dla badanego materiału i danego sposobu obciążenia próbek. Przyjęto, że minimalna długość krótkiego pęknięcia na powierzchni próbki wynosi 0,1 mm, z kolei wewnątrz otworu jest równa 0,06 mm. Na podstawie wcześniejszych badań ustalono też maksymalną długość równą 3 mm dla mechanicznie krótkiego pęknięcia rozwijającego się na powierzchni próbki. Natomiast dla pęknięcia rozwijającego się wewnątrz otworu w próbce przyjęto tę długość równą 1,8 mm na podstawie pomiarów wielkości strefy pęknięcia na przełomie próbek. Strefa pęknięcia

związana z pęknięciem rozwijającym się od otworu wzdłuż powierzchni próbki miała kształt ćwierćeliptyczny.

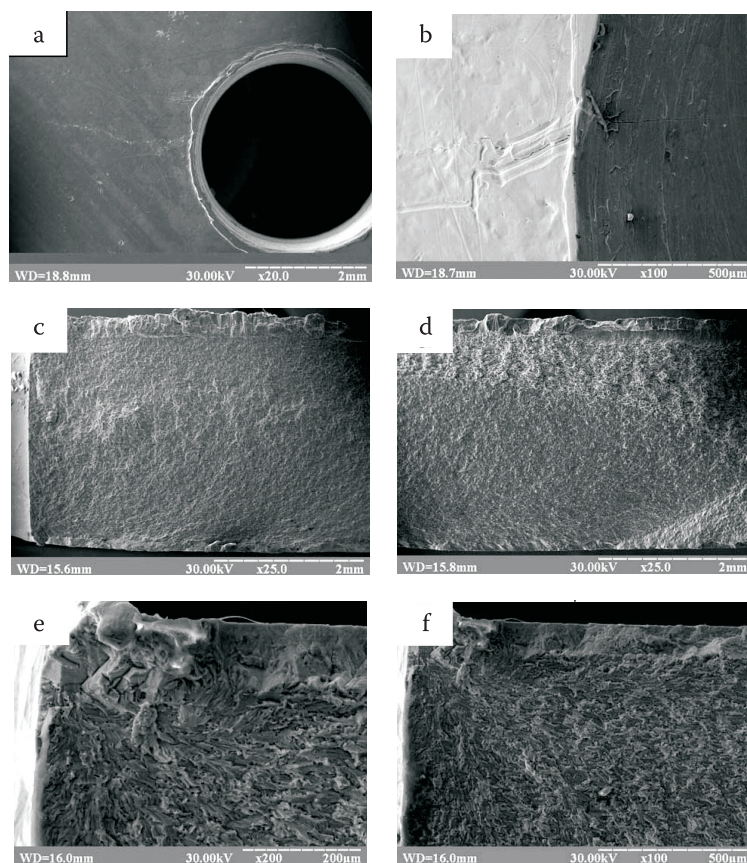
Kolejne zadanie polegało na ustaleniu ogniska inicjacji pęknięcia w platerowanej blasze aluminiowej oraz mechanizmu propagacji małego pęknięcia. Wcześniejsze badania dowiodły, że pęknięcie powstaje pod warstwą plateru i rozwija się w obu kierunkach — w głąb blachy i w kierunku jej powierzchni z różną prędkością. Z tego powodu do obserwacji wybrano obszar na granicy warstwy plateru i materiału rodzimego i od wewnętrznej strony otworu (rys. 8). Zdjęcie na rysunku 8a dowodzi tej lokalizacji ogniska pęknięcia w pobliżu brzegu otworu na granicy plateru i materiału rodzimego. W tym miejscu musiała powstać strefa dużego lokalnego odkształcenia plastycznego w wyniku nałożenia się odkształceń z procesu wytwarzania blachy, walcowania plateru i przy wykonywaniu otworu. Zsumowanie się tych odkształceń w rejonie otworu spowodowało to, że przekroczone zostały lokalnie graniczne wartości naprężeń i odkształceń dla materiału. Dowodem tego jest kruche łupliwe



Rys. 8. Ognisko pęknięcia na powierzchni przelomu oraz strefa propagacji pęknięcia w okolicy tego ogniska obserwowana w mikroskopie SEM; objaśnienia w tekście

pękaniu w strefie wstępnie odkształconego materiału wokół otworu, utworzenie się lokalnych fasetek o rozmiarach stosunkowo dużych w porównaniu z rozmiarami ziaren plateru. Średni rozmiar ziaren plateru wynosi 80-90 μm . Charakter pękania fasetek jest wyraźnie łupliwy, o czym świadczy kierunek nachylenia brzegów fasetek oraz lokalne pęknięcia na ich ściankach (rys. 8b). W porównaniu z pękaniem warstwy plateru, które także jest łupliwe (rys. 8a), typ fasetek w platerze jest nieco inny ze względu na wstępne odkształcenie powierzchni blachy oraz kierunek przyłożenia obciążenia. Podczas obserwacji strefy ogniska pęknięcia pod innym kątem (rys. 8c) na powierzchni fasetek uwidoczniły się prążki zmęczenia, które powstały na skutek skokowego rozwoju mikrostrukturalnie krótkiego pęknięcia. To także świadczy o quasi-łupliwym pękaniu w tej strefie. Ten charakter pękania występuje też w materiale rodzimym w okolicy ogniska pękania, gdzie występują bardzo drobne prążki zmęczeniowe. Jednak fasetki są zupełnie innego rozmiaru i widoczne są małe, prawie okrągłe otworki oraz prążki zmęczenia (rys. 8c i f). Otworki powstały oczywiście na skutek pękania na wydzieleniach faz międzymetalicznych w materiale, a fasetki tworzą wyrzeźbiony relief powierzchni pęknięcia z wyraźnym wskazaniem kierunku propagacji pęknięcia. To potwierdza zdjęcie na rysunku 8d. W okolicy źródła pęknięcia zauważono lokalne pęknięcia (rys. 8d), które przecina kilka fasetek. Jest to wyraźnie widoczne na zdjęciu na rysunku 8e, które dowodzi także quasi-łupliwego charakteru pękania strefy w okolicy źródła pęknięcia.

Następnym zadaniem, jakie realizowano w trakcie badań mikroskopowych, było ustalenie kształtu czoła pęknięcia i przebiegu pękania blachy. Przykładowe obrazy małych pęknięć na różnych etapach ich rozwoju w próbkach LT przedstawiają zdjęcia na rysunkach 9a i 9b. Na zdjęciu na rysunku 9a widoczne jest pęknięcie na powierzchni próbki rozwijające się od brzegu otworu (powiększenie 20x). To samo pęknięcie widoczne od strony otworu pod innym kątem przedstawia sąsiednie zdjęcie na rysunku 9b. Na zdjęciu tym, przy powiększeniu 100-krotnym, zaobserwowano pęknięcie rozwijające się również wewnątrz otworu. Obrazy makro przełomów próbek, obserwowane przy powiększeniu 25-krotnym, wraz z zarysowującym się kształtem czoła pękania przedstawiają zdjęcia na rysunkach 9c i 9d. W początkowym etapie pękania próbek czoło pękania miało kształt ćwierćeliptyczny z rozchodzącym się promieniście od ogniska pękania układem grzbietów i uskoków widocznych na przełomie (rys. 9c). Pod koniec trwałości próbek czoło pękania przyjęło kształt półelipsy, czego dowodem jest sąsiednie zdjęcie przełomu na rysunku 9d. Czoło pękania objęło powierzchnię próbki i ścianki otworu. Z analizy tych dwóch zdjęć wynika, że pęknięcie w blachach rozwijało się jednocześnie w dwóch prostopadłych płaszczyznach — w głąb blachy wzdłuż jej przekroju poprzecznego i wzdłuż powierzchni próbki. Obrazy przełomów próbek z rejonów związanych z powiększaniem się małych pęknięć zmęczeniowych ilustrują zdjęcia na rysunkach 9e i 9d. Na zdjęciu na rysunku 9e widoczna jest strefa inicjacji pęknięcia pod warstwą plateru rozciągająca się w płaszczyźnie próbki i ścianek otworu (górną

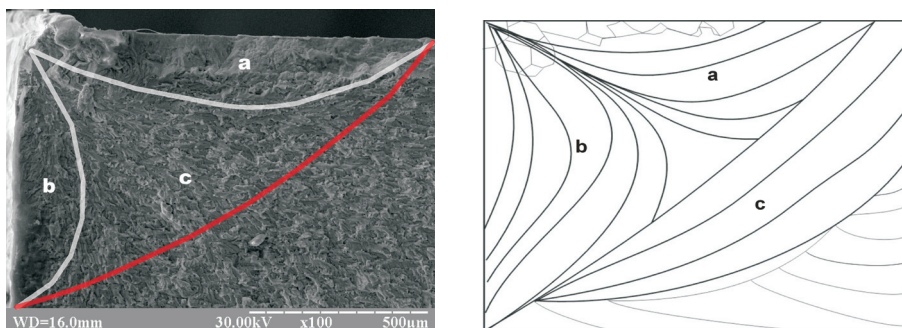


Rys. 9. Obrazy pęknięcia na powierzchni i wewnątrz aluminiowej blachy na różnych jego etapach; objaśnienie w tekście

lewy róg zdjęcia). Warstwa plateru niejako ukrywa inicjację pęknięć, tym bardziej że działają w niej własne naprężenia ściskające o wartości 40 MPa. W konsekwencji tego, w początkowym okresie pęknięcia próbek — pęknięcie szybciej rozwijało się w materiale rodzimym wzdłuż powierzchni otworu, a następnie kierowało się w stronę powierzchni blachy. Oba te pęknięcia miały półeliptyczny kształt (zdjęcie na rysunku 9f). Pęknięcie rozwijające się w kierunku blachy penetrowało warstwę plateru od spodu, w efekcie tego pękła krucha pasywna błonka plateru.

Jak wynika z analizy ostatnich zdjęć, proces formowania się czoła pęknięcia jest dość skomplikowany i wymaga dodatkowego wyjaśnienia. Z tego względu na zdjęciu z lewej strony rysunku 10, na obrazie powierzchni przełomu blachy, zaznaczono konturem kształt czoła pęknięcia przypowierzchniowego (kontur a) i kształt czoła pęknięcia wewnątrz blachy wzdłuż ścianki otworu (kontur b), które odpowiadają początkowemu etapowi pęknięcia blachy. Te dwa czoła pęknięcia łączą się ze sobą,

tworząc wspólne czoło o ćwierćeliptycznym kształcie (kontur c). Schemat powiększania się w czasie i łączenia dwóch stref pęknięcia w jedno wspólne czoło pęknięcia zamieszczono po prawej stronie rysunku 10.



Rys. 10. Obrazy pęknięcia na powierzchni i wewnątrz aluminiowej blachy na różnych jego etapach; objaśnienie w tekście

Ten ćwierćeliptyczny kształt czoła pęknięcia przyjęto w planowanym modelu obliczeniowym, który ma posłużyć przewidywaniu wzrostu małych pęknięć w cienkich blachach.

2. Podsumowanie

Zbadano mechanizm powstawania i rozwoju małych pęknięć zmęczeniowych od otworu w platerowanych blachach ze stopu aluminium 2024-T3, które poddawano cyklicznemu zginaniu o stałej amplitudzie ($R = 0,1$). Ustalono, że w blachach o grubości 3 mm powierzchniowe krótkie pęknięcia nie przekraczają długości 0,5 mm. Tym długościom pęknięć odpowiada trwałość próbek 20-25%. Podano też przedziały długości dla mechanicznie małych pęknięć. Analiza przełomów zmęczeniowych próbek, prowadzona za pomocą mikroskopu SEM dowiodła lokalizacji źródła pęknięcia w platerowanych blachach pod warstwą plateru na granicy z materiałem rodzimym w miejscu wystąpienia dużych odkształceń plastycznych w próbkach. Te odkształcenia plastyczne powstały na etapie produkcji blach i następnie kształtowania otworu w blasze. Analiza mikrofraktograficzna dowiodła też złożonego kształtu czoła pęknięcia w cienkich blachach.

Artykuł wpłynął do redakcji 13.07.2007 r. Zweryfikowaną wersję po recenzji otrzymano we wrześniu 2007 r.

LITERATURA

- [1] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, J. TORZEWSKI, *Prędkość zmęczeniowego pękania w stopie aluminium 2024-T3 i możliwości jej odtwarzania przy programowanym widmie obciążeń*, Biul. WAT, 2-3, 2003, 69-83.
- [2] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, J. TORZEWSKI, *Reconstruction of fatigue crack growth rate for 2024-T3 aluminium alloy sheet on the basis of fractographic analysis*, Archive Mech. Engineering, LI, 3, 2004, 361-376.
- [3] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, J. TORZEWSKI, *Prędkość pękania w lotniczym stopie aluminium i możliwość jej odtwarzania przy różnych rodzajach obciążeń*, Materiały XXI Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, Jachranka 2004, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 2004, 23-44.
- [4] K. J. MILLER, E. R. DE LOS RIOS (editors), *Short fatigue cracks*, ESIS Publication 13, Mechanical Engineering Publications, London, 1992.
- [5] K. J. MILLER, *The two thresholds of fatigue behaviour*, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 18, 9, 1993, 931-939.
- [6] D. KOCAŃDA, *Badania krótkich pęknięć zmęczeniowych*, Metody doświadczalne w zmęczeniu materiałów i konstrukcji. Badania podstawowe, Cz. II. Zbiór monografii pod red. J. Szali, ATR Bydgoszcz, 2000, 59-148.
- [7] R. J. H. WANHILL, *Flight simulation fatigue crack growth guidelines*, Proc. 8th Int. Congress Fatigue 2002, 1/5, Sweden, 2002, 573-584.
- [8] J. C. JR. NEWMAN, E. P. PHILLIPS, M. H. SWAIN, *Fatigue life prediction methodology using small-crack theory*, Int. J. Fatigue, 21, 1999, 109-119.
- [9] M. D. HALLIDAY, C. COOPER, P. POOLE, P. BOWEN, *On predicting small fatigue crack growth and fatigue life from long crack data in 2024 aluminium alloy*, Int. J. Fatigue, 25, 2003, 709-718.
- [10] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, P. KULEC, *Krótkie pęknięcia zmęczeniowe w lotniczym stopie aluminium 2024-T3*, Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, seria Mechanika, z. 83, t. 2, 2005, 83-90.
- [11] X. D. LI, *Micromechanical model of stage I to stage II crack growth transition for aluminium alloys*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 24, 217-231, 1996.
- [12] D. KOCAŃDA, *Analiza rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych*, Wyd. WAT, 1997.
- [13] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, H. TOMASZEK, *Probabilistic prediction of fatigue life in short crack growth range*, Proc. Finfth Int. Conf. on Structural Failure, Product Liability and Technical Insurance. Failures and the Law. Austria, 1995, E.&FN SPON-Chapman & Hall, 1996, 443-451.
- [14] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, H. TOMASZEK, *Probabilistyczny opis rozwoju krótkich i długich pęknięć zmęczeniowych w elementach ze stopu tytanu*, Biul. WAT, nr 5, 2000, 57-70.
- [15] D. KOCAŃDA, S. KOCAŃDA, H. TOMASZEK, *Probabilistic description of fatigue crack growth in a titanium alloy under complex stress state*, Fatigue 2002, Proc. 8th Int. Fatigue Congress, Sweden, ed. A. F. Blom, EMAS U.K, vol. 2/5, 2002, 1299-1306.
- [16] S. JAREMA, *Etapy zmęczeniowego niszczenia i jego wyniki*, Fizyko-chemiczna mechanika materiałów, 6, 1973, 66-72.
- [17] *Mechanika pękania i wytrzymałość materiałów*, Poradnik, red. V. V. Panasyuk, t. 4, 1988.
- [18] D. KOCAŃDA, V. HUTSAYLYUK, V. HLADO, *Mechanizm rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych z otworu w lotniczym stopie aluminium 2024-T3*, I Kongres Mechaniki Polskiej, red. J. Kubik, W. Kurnik, W. K. Nowacki, Warszawa, 2007.

D. KOCANĀDA, V. HUTSAYLYUK, V. HLADO

Analysis of fatigue small crack growth from a hole and micromechanism of fracture for 2024-T3 Alclad aluminium alloy sheet

Abstract. The paper deals with mechanism of small crack initiation and growth from a central hole for 2024-T3 Alclad aluminium alloy sheet under cyclic constant amplitude bending ($R = 0.1$). It was established for 3-mm-thick sheet that surface short cracks do not exceed the length of 0.5 mm. Fatigue lifetime that corresponds to this crack length covers 20-25% of total lives of the specimens. The range of crack length was estimated for mechanistically small crack too. The microfracture analysis, made by using SEM microscope, revealed that in clad sheet the crack source is located beneath a thin Alclad layer at the border with the matrix material. The quasi-cleavage mechanism of cracking was found in the spot of crack initiation as well as in the vicinity of the crack source and in the Alclad layer. This microfracture analysis revealed a complex shape of a crack head in a thin sheet as well.

Keywords: aluminium alloy sheet, fatigue small crack, crack growth rate, mechanism of cracking

Universal Decimal Classification: 669.715