

УДК 593.3

**D. Kocańda¹, Prof.; J. Mierzyński¹, Dr inż; V.Hutsaylyuk¹, Dr inż;
V. Hlado², Dr inż**

*¹Wojskowa Akademia Techniczna im. Jarosława Dąbrowskiego,
Warszawa, Polska*

²Państwowy Techniczny Uniwersytet im. I. Puluj'a, Tarnopol, Ukraina

KRÓTKIE PĘKNIĘCIA ZMĘCZENIOWE W METALACH

W pracy przedstawiono badania powierzchniowych krótkich pęknięć w próbkach z koncentratorem dla trzech materiałów stali 45 po dwóch różnych obróbkach wzmacniających powierzchnie z użyciem lasera i odkształcenie kulowaniem; stopu tytanu WT3-1 oraz stopu aluminium 2024-T3. Celem badań było ujawnienie korelacji między krótkimi pęknięciami na powierzchni i mechanizmem pęknięcia w głąb materiału. W trakcie analizy z wykorzystaniem TEM i SEM mikroskopów ustalono charakterystyczne cechy rozwoju powierzchniowych krótkich pęknięć w badanych materiałach.

**D. Kocańda¹, Prof.; J. Mierzyński¹, PhD; V.Hutsaylyuk¹, PhD;
V. Hlado², PhD**

¹Military University of Technology, Warsaw, Poland

²Ternopil State Technical university by name Ivan Pul'uj, Ternopil, Ukraine

SHORT FATIGUE CRACK IN METALLS

The paper deals with surface fatigue short cracks that advance in notched samples made of three materials: 0.45% carbon steel after two different surface treatments, mainly, by laser and by shot peening, the WT3-1 titanium alloy and 2024-T3 aluminium alloy. The attention was paid on finding correlation between short crack growth along the surface and mechanism of cracking in the bulk of materials. Observations made by means of TEM and SEM microscopes revealed characteristic features of short crack growth in the examined materials.

**Д. Коцаньда¹, проф.; Я. Межиньскі¹, канд. техн. наук;
В. Гуцайлюк¹, канд. техн. наук; В. Гладь², канд. техн. наук**

*¹Військово-технічна академія ім. Ярослава Домбровського,
Варшава, Польща*

²Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

ВТОМНІ КОРОТКІ ТРІЩИНИ В МЕТАЛАХ

В роботі наведено результати дослідження поверхневих коротких тріщин в зразках з концентратором для трьох матеріалів: сталі 45 при двох різних обробках поверхні з використанням лазера та деформаційного зміцнення металічними кульками; титанового сплаву ВТ3-1 та алюмінієвого сплаву 2024-Т3. Метою дослідження було виявлення взаємозалежностей між розвитком коротких поверхневих тріщин та механізмом руйнування зразків. В результаті досліджень зламів з використанням трансмісійного та скануючого мікроскопів встановлено характеристичні залежності розвитку коротких тріщин в досліджуваних матеріалах.

WPROWADZENIE

Mechanizm powstawania i rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych w materiałach metalicznych i w elementach konstrukcji jest przedmiotem intensywnych badań od niemal trzech dekad. Zachowanie się tych pęknięć w różnych stanach naprężenia, prędkość pęknięcia i

ocena trwałości zmęczeniowej elementów konstrukcyjnych w zakresie wzrostu krótkich pęknięć są celem bardzo wielu prac badawczych realizowanych w wielu ośrodkach na świecie. Termin krótkie pęknięcia zmęczeniowe odnosi się do pęknięć powiększających się na powierzchni elementów poniżej progowego współczynnika intensywności naprężeń K_{th} . Pęknięcia rozwijające się w dwóch płaszczyznach – na powierzchni i w głąb elementu zwane są małymi pęknięciami. Proces ten obejmuje dwa etapy zmian zmęczeniowych w materiałach pod wpływem naprężeń dynamicznych. Pierwszy etap rozwoju pęknięć (*shear mode*) to nukleacja mikropęknięć w pasmach poślizgu w ziarnach najdogodniej zorientowanych względem maksymalnego naprężenia stycznego i powiększanie się poprzez łączenie się mikropęknięć powstałych w kilku sąsiednich ziarnach. Są to mikrostrukturalnie krótkie pęknięcia (*microstructurally short cracks*), których wzrost podlega silnym wpływom struktury materiału, a ich prędkość wykazuje tendencję spadkową. W drugim etapie wzrastają fizycznie małe pęknięcia (*physically small cracks*) pod wpływem naprężenia normalnego (*tensile mode*), a ich prędkość oscylacyjnie wzrasta wraz z malejącym wpływem struktury materiału. Te dwa wspomniane etapy zmian zmęczeniowych w materiale mogą trwać przez znaczną część trwałości całkowitej elementu konstrukcji (60-80%) w zależności od poziomu naprężeń występujących w elemencie. Przyjmuje się, że przedział rozwoju krótkich pęknięć jest bezpiecznym okresem w eksploatacji konstrukcji. Przekroczenie granicznej długości tych pęknięć oznacza przejście do etapu rozwoju długich pęknięć i konieczności stałego monitorowania ich wzrostu w konstrukcji. Zatem, graniczna długość krótkich pęknięć jest traktowana jako dopuszczalne, bezpieczne uszkodzenie w konstrukcji (*damage tolerance*). Z tego względu badania krótkich pęknięć należą do badań podstawowych materiałów konstrukcyjnych.

Prędkość wzrostu krótkich pęknięć zależy od wielu czynników, które decydują o ich nierównomiernym wzroście. W literaturze podkreśla się wielokrotnie anormalne zachowanie się krótkich pęknięć poniżej progowego współczynnika K_{th} , polegające na wyższej prędkości pęknięcia krótkich pęknięć w porównaniu z pęknięciami długimi przy tej samej wartości współczynnika intensywności naprężeń K lub jego zakresu ΔK . Takie zachowanie może być wyjaśnione wpływem efektu zamykania się pęknięcia w czasie działania obciążenia. Do takiego podejścia skłania się wielu autorów prac w tym zakresie, badając najczęściej zamykanie się pęknięcia krótkiego pod wpływem odkształceń plastycznych na [1-8].

Zachowanie się krótkich pęknięć w polu naprężeń i odkształceń pochodzących od obrączkowego karbu w próbkach wykonanych ze średnio wytrzymałej stali niklowo-chromowej o strukturze bainitycznej badano w pracy [5]. Maksymalne odkształcenie na dnie karbu szacowano metodą zaproponowaną przez G. Glinkę. Wpływ strefy plastycznej karbu na prędkość wzrostu krótkich pęknięć analizowano metodą mikrofraktograficzną z użyciem mikroskopu SEM. Wykazano, że strefa plastyczna karbu wpływa na skrócenie etapu I wzrostu mikrostrukturalnie krótkich pęknięć (mode II). W próbkach z karbem strefa przejścia od etapu I do etapu II wzrostu fizycznie małych pęknięć znajdowała się wewnątrz strefy plastycznej karbu. Jeśli poziom lokalnych odkształceń był jednakowy w próbkach z karbem i w próbkach gładkich to w obu tych próbkach głębokość mikrostrukturalnie krótkich pęknięć była jednakowa. Rozwój małych pęknięć badano w nierdzewnej i wysokowytrzymałej stali A286, stosowanej na nadprzewodzące magnesy, przy różnych cyklach zmęczeniowych charakteryzujących się wzrastającym współczynnikiem asymetrii cyklu R przy zachowanej stałej wartości K_{max} [6]. W ten sposób modulowano różny udział efektu zamykania się pęknięcia i jego wpływ na prędkość pęknięcia stali w zakresie małych pęknięć. Badania wykazały, że efekt mikrostrukturalnie małych pęknięć znika gdy rozmiar strefy plastycznej przed wierzchołkiem pęknięcia jest większy aniżeli rozmiar ziarna. Zaznaczono, że za występowanie anormalnego zachowania się krótkich (małych) pęknięć odpowiedzialnych jest kilka czynników: mikrostruktura materiału, wartość maksymalnego naprężenia (gdy σ_{max} jest porównywalna z granicą zmęczenia materiału), brak efektu zamykania się mikrostrukturalnie krótkiego pęknięcia, rozmiar strefy plastycznej przed i za wierzchołkiem pęknięcia. Do opisu krótkich i małych pęknięć nie należy stosować wielkości liniowej mechaniki pęknięcia takich,

jak ΔK lecz ΔJ , gdyż wykresy prędkości pęknięcia w funkcji ΔK mogą prowadzić do błędnych wniosków. Wpływ strefy plastycznej karbu na zamykania się trójwymiarowych krótkich pęknięć półeliptycznych i pęknięć długich w próbkach gładkich badano w temperaturze 650° C w próbkach wykonanych z superstopu niklowego N18 przeznaczonego na dyski sprężarek silnika lotniczego [7]. Stwierdzono, że gdy oba rodzaje pęknięć rozwijały się poza strefą koncentracji naprężeń to wpływ zjawiska zamykania się pęknięcia był jednakowy dla obu rodzajów pęknięć. Wpływ strefy plastycznej karbu był bardziej znaczący dla krótkich pęknięć powierzchniowych, aniżeli pęknięć rozwijających się w głąb próbek. Naprężenie otwarcia pęknięcia σ_{op} wyznaczano metodą MES z zastosowaniem lepko-plastycznych elementów. Do przewidywania żywotności elementów z karbem i bez karbu wykonanych ze stali i stopów aluminium 2024-T3 i 7075-T6 wykorzystano model zamykania się pęknięcia pod wpływem strefy plastycznej opracowany przez Newmana oraz „teorię małych pęknięć” [8]. Badania zmęczeniowe prowadzono przy wielu programach obciążeń stosowanych do badań rozwoju pęknięć w konstrukcjach lotniczych. Dzięki zaproponowanej w pracy metodyce postępowania uzyskano dobrą zgodność zmierzonej doświadczalnie i przewidywanej trwałości zmęczeniowej elementów dla różnych warunków obciążeń.

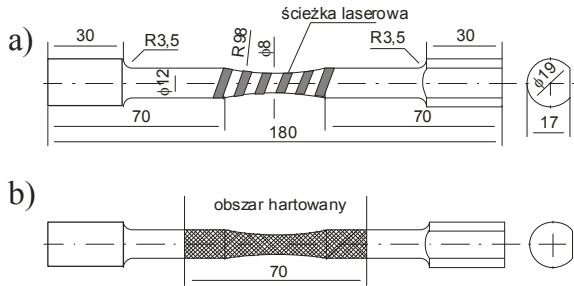
Przytoczone przykładowo pozycje literatury wskazują na prowadzenie rozszerzonych badań krótkich pęknięć w wielu ośrodkach zagranicznych w celu poznania czynników wpływających na zachowanie się tych pęknięć w różnych materiałach i warunkach obciążeń.

Cechy charakterystyczne rozwoju krótkich pęknięć w próbkach z karbem, wykonanych z węglowej stali 45, stopu tytanu WT3-1 i stopu aluminium 2024-T3 były analizowane przez autorów przedstawianej pracy. Omówienie wyników tych badań jest celem pracy.

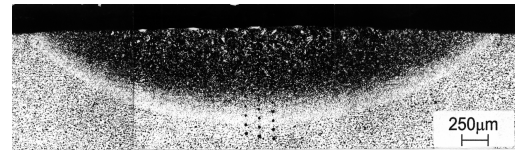
Krótkie pęknięcia w stali 45

Wybór stali 45 w stanie normalizowanym do badań krótkich pęknięć został podyktowany dwufazową strukturą tej stali o mniej więcej jednakowym udziale ziarn ferrytu i perlitu w strukturze. Dawało to możliwość dobrej obserwacji pęknięć na wypolerowanych i słabo trawionych powierzchniach próbek. Spodziewano się powstawania pęknięć w ferrycie i ich blokady na granicach międzyfazowych. Obrazy odkształceń plastycznych w postaci pojedynczych i wielokrotnych pasm poślizgów w ziarnach ferrytu nie byłyby widoczne w tej stali w stanie cieplnie ulepszonym. Od strony praktycznej stal 45 jest materiałem często stosowanym w ogólnej budowie maszyn i urządzeń technicznych.

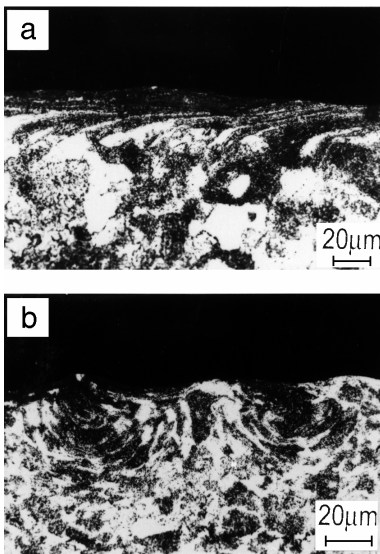
Celem badań było sprawdzenie wpływu pola własnych naprężeń obecnych w warstwie wierzchniej próbek na rozwój krótkich pęknięć powierzchniowych w stali. Przedmiotem analizy były dwie serie próbek o przekroju kołowym z łagodnym karbem w kształcie klepsydry, które umocniono powierzchniowo (rys. 1). Pierwsza seria to próbki pokryte spiralnie naniesionymi ścieżkami laserowymi o szerokości i odstępach wzajemnych ścieżek 3-4 mm (rys. 1a) na wypolerowanej wcześniej powierzchni. Ścieżki hartownicze (rys. 2) wykonano laserem CO₂ o ciągłym działaniu o mocy 1500 W. Głębokość warstwy zahartowanej wynosiła 0.7-0.8 mm, a średnia mikrotwardość w warstwie podpowierzchniowej w ścieżkach była równa 600 μHV_{100} . Powierzchnię próbek lekko trawiono 4% nitałem. Strukturę ścieżek w warstwie wierzchniej tworzył martenzyt listwowy, następnie struktura martenzytyczno-bainityczna i bainityczna. W strefie przejściowej ze ścieżki do materiału rodzimego występowało pasmo struktury ferrytyczno-martenzytycznej. Dyfraktometrem rentgenowskim określono naprężenia własne ściskające w ścieżkach hartowania o wartości 180-280 MPa. Drugą serię próbek stanowiły próbki z odkształconą plastycznie warstwą wierzchnią poprzez kulowanie (rys.1b). Powierzchnię próbek kulowano pneumatycznie kulkami stalowymi o średnicy 0,8 mm w czasie 40 s, przy ciśnieniu powietrza 0,6 MPa, intensywności $f_A = 0,39$ mm (płytki Almena, typ A), pokrycie - 200%.



Rys. 1 - Geometria próbek ze ścieżkami (a) i obszarem kulowanym (b)



Rys. 2 - Przekrój przez ścieżkę laserową



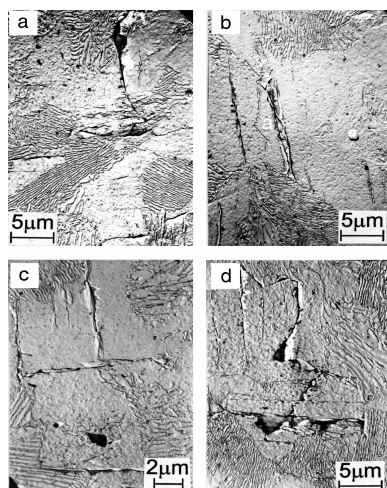
Rys. 3 - Warstwa wierzchnia w próbce jednokrotnie (a) i podwójnie kulowanej (b)

Część próbek tej serii kulowano dodatkowo szklanymi kulkami o średnicy 30-50 μm zmniejszając przy tym kilkakrotnie mikrochropowatość powierzchni wywołaną pojedynczym kulowaniem. Głębokość warstwy wzmocnionej poprzez kulowanie sięgała do około 0,2 mm, a jej mikrotwardość wynosiła 300 μHV_{100} . Mikrotwardość podłoża była równa 200 μHV_{100} .

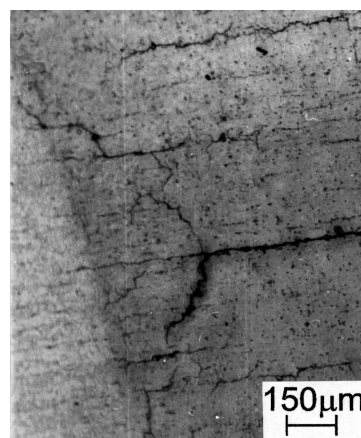
W warstwie powierzchniowej próbek jednokrotnie kulowanych zmierzono naprężenia ściskające o wartościach 190-230 MPa, a w próbkach podwójnie kulowanych działały naprężenia ściskające o wartościach 290-380 MPa. Trawienie nie ujawniło ziarnistej struktury powierzchni próbek na skutek silnego jej odkształcenia plastycznego. Obraz struktury warstwy wierzchniej próbek badano na wytrawionych zglądach. Na rys.3a i b widoczne są zgniecione i sfałdowane warstwy struktury ferrytyczno-perlitycznej z częściową fragmentacją ziaren. W miejscach lokalnych wgłębień, tworzących swego rodzaju karby, najczęściej powstawały mikropęknięcia.

Badania zmęczeniowe próbek obu serii prowadzono przy symetrycznym skręcaniu ($R=-1$). Do rejestracji pęknięć powiększających się na powierzchni próbek wraz ze zwiększającą się liczbą cykli stosowano metodę replik. Do obserwacji w mikroskopie TEM repliki cieniowano dodatkowo platyną.

Analiza powierzchni próbek ze spiralnymi ścieżkami hartowniczymi wykazała, że pęknięcia powstawały i rozwijały się wyłącznie w strefach niezahartowanych położonych pomiędzy ścieżkami, a więc tylko w materiale macierzystym. Obrazy pęknięć były podobne do obserwowanych w próbkach normalizowanych. Pęknięcia krótkie powstawały i rozwijały się prawie wyłącznie w ziarnach i pasmach ferrytu w strefach niezahartowanych. Jednakże, wpływ naprężeń ściskających w ścieżkach uwidocznił się tym, że w ziarnach ferrytu powstawały wielokrotne krótkie pęknięcia, które były blokowane przez pęknięcia wcześniej powstałe. Pęknięcia te nie mogąc wnikać w ziarna perlitu były całkowicie blokowane na ich granicach lub rozwijały się wzdłuż tych granic. Dowodem tego są różnokierunkowe łączenia się mikrostrukturalnie krótkich pęknięć w obrębie ziarn ferrytu. Ten nowy mechanizm umocnienia warstwy wierzchniej materiału został ujawniony poprzez obserwacje z użyciem mikroskopu TEM replik pobranych z powierzchni próbek (rys. 4). Kolejnym spostrzeżeniem była zwiększona gęstość krótkich pęknięć w strefach niezahartowanych, późniejsze ich łączenie się w pęknięcia dłuższe w stosunku do obrazów obserwowanych w próbkach normalizowanych oraz długotrwała blokada długich pęknięć na ścieżkach laserowych (rys. 5).



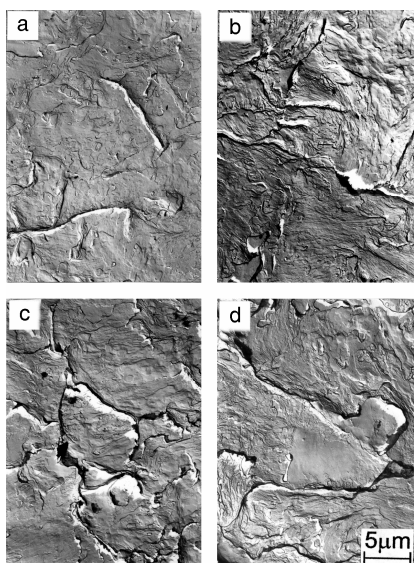
Rys. 4 - Krótkie pęknięcia w ziarnach ferrytu w próbkach zahartowanych laserem



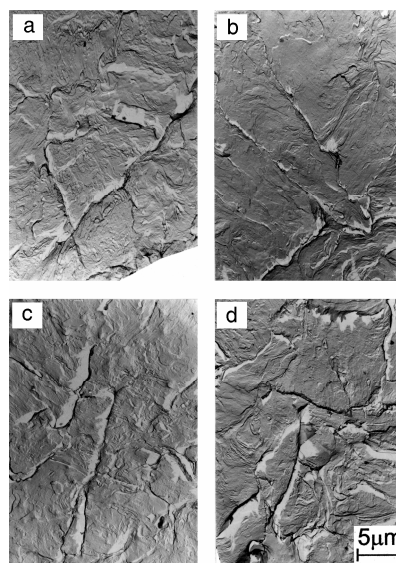
Rys. 5 - Blokowanie długich pęknięć w okolicy ścieżki laserowej widocznej w lewej części zdjęcia

W rezultacie trwałość próbek laserowo zahartowanych była dwukrotnie większa niż próbek normalizowanych. W próbkach zahartowanych skróceniu uległ przedział wzrostu fizycznie małych pęknięć do 200 μm co odpowiada trwałości 20%. W stali normalizowanej ten przedział długości pęknięć rozciąga się do 400-450 μm i odpowiada 50-60% trwałości całkowitej próbek zależnie od poziomu naprężeń w próbce. Zachowanie się krótkich pęknięć w elementach normalizowanych i laserowo hartowanych było treścią publikacji [9-10].

Plastycznie zgnieciona powierzchnia próbek kulowanych stwarza trudności w dokładniejszej lokalizacji źródeł mikropęknięć. Na powierzchni próbek kulowanych nie widać budowy strukturalnej stali, a więc nie widać ziaren ani pasm poślizgu. Dostrzeżono powstawanie pęknięć w dnach wgłębień wywołanych uderzeniem kulek. Krótkie pęknięcia widoczne są na elektronooptycznych zdjęciach z TEM na rys. 6 i 7. Cechą charakterystyczną mikropęknięć jest ich różnokierunkowość w stosunku do osi próbek, częstokroć nie dająca się przypisać kierunkom działania największych naprężeń stycznych i naprężeń normalnych. Ma to związek z silnie zgniecionymi ziarnami ferrytu o różnej orientacji krystalograficznej. W próbkach podwójnie kulowanych ta chaotyczność rozmieszczenia i kształtu pęknięć jest mniejsza (rys. 7). Mikropęknięcia powiększały się szybciej w kierunku prostopadłym do osi próbek, aniżeli w kierunku równoległym do niej. Nasuwa się wniosek, że kulowanie częściowo



Rys. 6 - Obrazy krótkich pęknięć na powierzchni próbek pojedynczo kulowanych



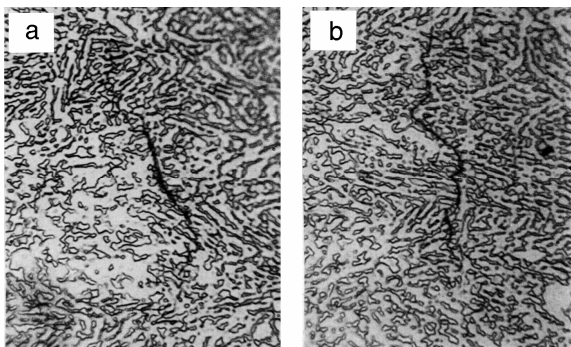
Rys. 7 - Obrazy krótkich pęknięć na powierzchni próbek podwójnie kulowanych

eliminuje dogodnie dla rozwoju pęknięć warstwowe ułożenie ziaren ferrytu. Kolejną charakterystyczną cechą krótkich pęknięć w próbkach kulowanych jest ich wyjątkowo mała gęstość na jednostkę powierzchni w stosunku do próbek normalizowanych i próbek z laserowymi ścieżkami. Szczególnie dotyczy to próbek podwójnie kulowanych, których trwałość była nawet pięciokrotnie większa niż próbek niekulowanych. Zachowanie się krótkich pęknięć w elementach kulowanych było treścią publikacji [11-12].

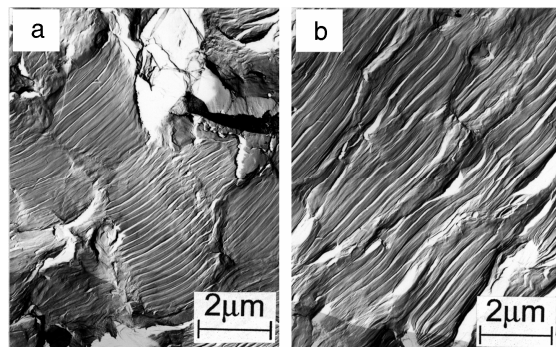
Krótkie pęknięcia w stopie tytanu WT3-1

Struktura dwufazowych stopów tytanu ($\alpha+\beta$), do których należy badany stop WT3-1, może zmieniać się od całkowicie lamelarniej (pasemkowej) do dwufazowej typu duplex o równoosiowych ziarnach fazy α w połączeniu z wąskimi pasemkami fazy β . Takie zróżnicowanie struktur w tych stopach prowadzi do różnych ich właściwości mechanicznych, w tym również wytrzymałości zmęczeniowej. Stopy tytanu wykazują też dużą plastyczność, w związku z tym przygotowanie próbek do badań krótkich pęknięć wymagało opracowania specjalnej technologii polerowania powierzchni próbek.

Próbki z karbem obrączkowym (*round bars with circumferential notch*) o promieniu 3 mm i o głębokości 1.5 mm, przeznaczone do badań na symetryczne zginanie, wykonano z prętów ze stopu WT3-1 o nominalnym składzie (w %): 6.4 Al, 2.6 Mo, 1.6 Cr, 0.25 Si, 0.46 Fe, 0.03 C, 0.02 Zr. Właściwości mechaniczne materiału próbek były następujące: $R_m = 960$ MPa, $R_e = 940$ MPa. Strukturę prętów tworzyły różnokierunkowo ułożone pasemka fazy α , które grupowały się w swego rodzaju kolonie w obrębie fazy β . Udział fazy α w tej strukturze stopu wynosił około 73%. W próbkach o średnicy 12 mm wykonano karb obrączkowy o promieniu $\rho = 3$ mm i o głębokości 1,5 mm. Współczynnik kształtu próbek na zginanie wynosił $K_t = 1,34$. Badania rozwoju zjawisk zmęczeniowych w elementach z karbem ze stopu tytanu WT3-1 przy symetrycznym zginaniu przeprowadzono w zakresie zmian amplitud naprężenia od 430 do 550 MPa odpowiadającym przedziałowi sprężystego zachowania się materiału. Przykładowe obrazy rozwijających się pęknięć krótkich, w próbce badanej przy naprężeniu $\sigma_a = 467$ MPa ($N_f = 1.8 \cdot 10^5$ cykli) po $N_i = 3,7 \cdot 10^3$ cyklach, widoczne są na zdjęciu na rys.8. Zdjęcia pochodzą z mikroskopu optycznego. Oś zginania próbek pokrywa się z krawędzią dolną zdjęć.

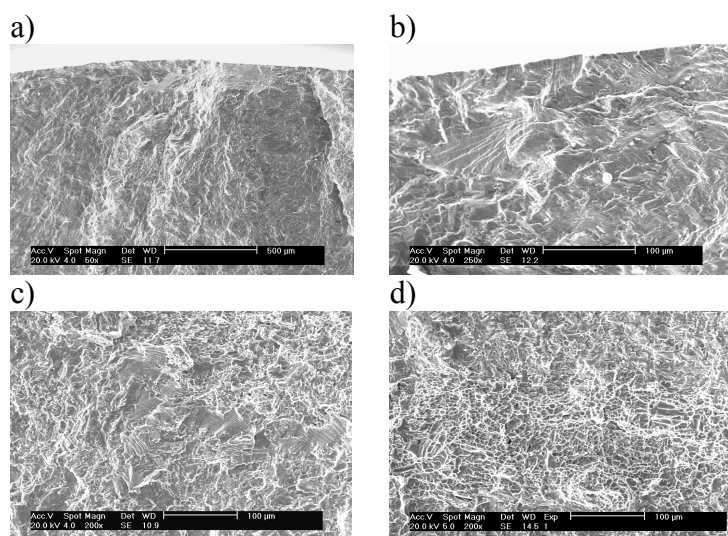


Rys. 8 - Krótkie pęknięcia zmęczeniowe w próbce ze stopu WT3-1, powiększenie 400x



Rys. 9 - Mikrobudowa powierzchni pęknięć

Mikrobudowa powierzchni pęknięć badanych próbek, analizowana w mikroskopie SEM (rys. 10), wskazywała na początkowo kruchy lub quasi-kruchy charakter pęknięcia. Plastyczne pęknięcie obserwowano jeszcze przed strefą końcowego, pseudostatycznego pęknięcia. Jest interesujące, że wspomniane quasi-kruche pęknięcie z oznakami małych odkształceń plastycznych przechodzi w pęknięcie plastyczne od pewnej głębokości pęknięcia. To pęknięcie przejawia się w postaci prążków zmęczeniowych widocznych na zdjęciu na rys. 9a i b, pochodzących z mikroskopu TEM. Duża część strefy zmęczeniowej wypełniona jest wyłącznie prążkami zmęczeniowymi. Fakt ten można łączyć z rozwojem strefy plastycznej przed czołem rozwijającego się pęknięcia.



Rys. 10 - Obrazy powierzchni przelomu obserwowane w próbkach ze stopu WT3-1

Odległości pomiędzy prążkami zwiększają się wraz ze wzrostem pęknięcia i wskazują na zwiększającą się prędkość pęknięcia. Przedział rozwoju krótkich pęknięć w tym materiale próbek poddanych symetrycznemu zginaniu obejmuje zakres długości pęknięć do 150-200 μm.

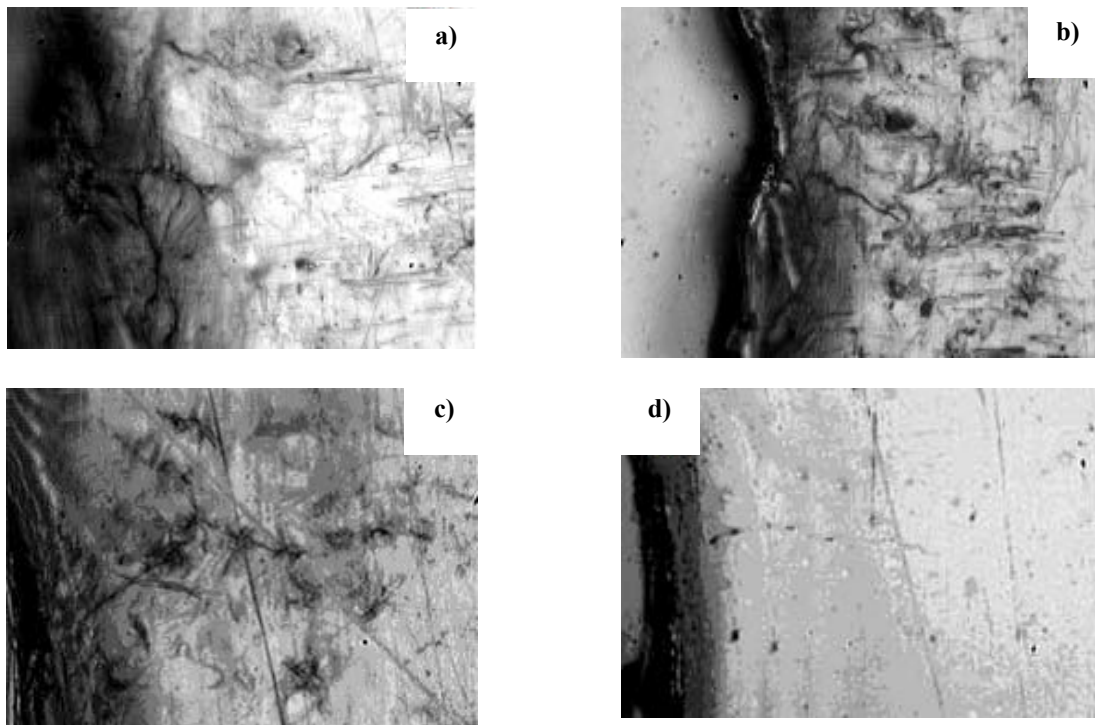
Występowanie mechanizmu pęknięcia kruchego łupliwego i częściowo po granicach fazy α w stopie WT3-1 w warstwie powierzchniowej próbek do głębokości 100 – 120 μm, w okresie rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych,

starano się wyjaśnić wpływem wodoru, który jest absorbowany z powietrza podczas długotrwałych badań zmęczeniowych. Wodór wnikając w ścianki mikropęknięcia i lokując się w wierzchołku mikropęknięcia przeciwdziała zamykaniu się wierzchołka pęknięcia. Przyspiesza zatem rozwój pęknięcia krótkiego, co było obserwowane na wykresach prędkości pęknięcia próbek. Wraz z głębokością pęknięcia maleje stężenie wodoru. Zmniejsza się zatem udział pęknięcia kruchego i zmniejsza się prędkość pęknięcia w przedziale krótkich pęknięć. Sygnalizowana zmiana mechanizmu pęknięcia, przejawiająca się w plastycznych prążkach zmęczeniowych, które spowalniają prędkość pęknięcia, wystąpiła na głębokości około 150 μm jeszcze w strefie krótkich pęknięć. Na większej głębokości obserwowano na przelomie prążki zmęczeniowe o dużych odstępach, które świadczyły o wysokiej prędkości pęknięcia już pęknięcia długiego. Te przypuszczenia zostały potwierdzone poprzez badanie desorpcji wodoru z różnych części próbek po przeprowadzonych próbach zmęczeniowych w funkcji czasu ich wygrzewania. Zachowanie się krótkich pęknięć w stopie WT3-1 było treścią publikacji [13-14].

Krótkie pęknięcia w stopie 2024-T3

Celem badań była analiza rozwoju krótkich pęknięć powierzchniowych z otworu w 3 mm grubości blachach obustronnie platerowanych ze stopu aluminium 2024-T3 i jednocześnie wyjaśnienie mikromechanizmu pęknięcia materiału. Przedmiotem badań były próbki o długości 90 mm i szerokości 32 mm, wycięte z blachy wzdłuż kierunku walcowania (LT) z otworem w środku o średnicy 3 mm, które poddawano płaskiemu, jednostronnie zmiennemu zginaniu o współczynniku asymetrii cyklu $R=0.1$. Grubość warstewki plateru wynosiła 0.12 mm. W warstewce tej zmierzono metodą rentgenograficzną własne naprężenia ściskające o wartości 40 MPa. Przyjęto wartość naprężenia zginającego $\sigma_{max}=100$ MPa, które odpowiada uśrednionym naprężeniom zginającym w pokryciu skrzydła samolotu. Częstotliwość zmian obciążenia wynosiła 23,5 Hz. Nie stosowano żadnego polerowania mechanicznego ani chemicznego powierzchni próbek, aby zachować stan blach stosowanych na pokrycia skrzydeł i ujawnić wpływ plateru na powstawanie pęknięć. 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 w SEM na przelomie próbki po różnej liczbie cykli obciążenia zmianę kształtu frontu pęknięcia. Pod uwagę brano ten zakres rozwoju pęknięć, który według danych literaturowych [15] odpowiada mechanicznie krótkiemu pęknięciu.

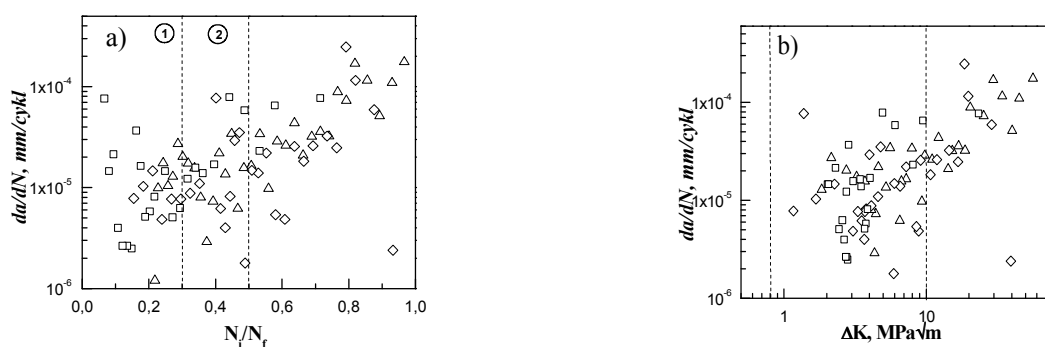
Źródła pęknięć w badanych próbkach były skoncentrowane głównie na brzegu otworu i na granicy między strefą plastyczną wokół otworu, powstałą przy wierceniu otworu, a materiałem próbki. Kolejne cykle obciążenia powodowały tworzenie się siatki lokalnych plastycznych odkształceń wokół plastycznej strefy otworu (rys. 11a). W tych strefach plastycznych w pasmach poślizgu powstawały mikropęknięcia w płaszczyznach zgodnych z kierunkiem działania naprężenia τ_{\max} . Mikropęknięcia te łączyły się i rozwijały w płaszczyźnie największych naprężeń stycznych (rys. 11b). Jest to pierwszy etap rozwoju krótkich 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. Makroskopowa ścieżka pęknięcia, widoczna na powierzchni próbek, odpowiada kierunkowi działania największych naprężeń normalnych (rys. 11c). Rozwojowi pęknięcia na powierzchni próbek sprzyja też powstająca wraz z liczbą cykli obciążenia siatka mikropęknięć w kruchej utlenionej błonce plateru pod wpływem pęknięcia, które tuneluje od spodu warstewkę plateru, co ujawniła analiza powierzchni pęknięcia próbek przeprowadzona za pomocą SEM. Równocześnie ujawnił się mechanizm zmęczeniowego uszkodzenia materiału podczas powierzchniowego przyrostu pęknięcia. Polega on na powstawaniu na powierzchni plateru siatki nowych lokalnych stref plastycznych odkształceń, które poprzedzały wzrost pęknięcia (rys. 11b i 11c). Taki mechanizm skokowego przyrostu krótkiego pęknięcia na powierzchni próbki prowadził do okresowego spadku prędkości. Jednocześnie te spadki prędkości pęknięcia na powierzchni mogły wiązać się z rozwojem pęknięcia w głąb blachy z inną prędkością. Dla porównania na rys. 11d przedstawiono rozwijające się pęknięcie z otworu w próbce bez plateru. W próbkach tych pęknięcia powstawały później, aniżeli w próbkach platerowanych.



Rys. 11 - Krótkie pęknięcia w próbkach LT ze stopu 2024-T3 przy $\sigma_{\max}=100$ MPa po liczbach cykli:
a) 2,3·10⁴ ; b) 5,9·10⁴; c) 6,9·10⁴; d) 2,8·10⁴ (próbka bez plateru)

W platerowanych próbkach rozwój krótkich pęknięć w pierwszym etapie zmęczenia materiału przebiega głównie tylko w warstwie plateru. Dowiodły tego zabiegi sprawdzające, w czasie których starannie badano stan powierzchni próbki po ściągnięciu z niej plateru. Nie zauważono przy tym żadnych oznak pęknięć na powierzchni próbek. Charakterystyczną cechą mikrostrukturalnie krótkich pęknięć jest ich duża gęstość obserwowana na powierzchni próbek. Omówione cechy rozwoju krótkich pęknięć znalazły swoje odbicie na wykresach prędkości pęknięcia odniesionych do trwałości próbek N_i/N_f (rys. 12a) i do zakresu

współczynnika intensywności naprężeń ΔK (rys. 12b). Na rys. 12b strefa (1) rozciąga się od wartości K_{th} równej około 0.8-1 MPa \sqrt{m} do wartości około $\Delta K = 10$ MPa \sqrt{m} . Obliczenia współczynnika ΔK dokonano zgodnie z zasadami mechaniki pęknięcia. Wykresy na rys. 11 obejmują cały zakres trwałości badanych próbek. Na podstawie badań ustalono, że okres rozwoju krótkich pęknięć z 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 , od której to wartości krótkie pęknięcia powierzchniowe mogą wykazywać cechy mechanicznie krótkich pęknięć ustalono na $\Delta K = 3$ MPa \sqrt{m} . Powyżej tej wartości ΔK pęknięcie w próbkach przebiega w dwóch wymiarach – na powierzchni i w głąb blach. Zamieszczone wykresy potwierdzają duży rozrzut punktów doświadczalnych prędkości pęknięcia, o którym wielokrotnie już wspomniano, szczególnie dotyczy to przedziału krótkich pęknięć. Mniejszy rozrzut wartości prędkości pęknięcia obserwowany jest na granicy przejścia do długich pęknięć. Więcej szczegółów dotyczących miejsca powstawania i mechanizmu wzrostu pęknięć z otworu w obustronnie platerowanych blachach aluminiowych jednostronnie zginanych ($R=0.1$), dostarczyły obserwacje w mikroskopie elektronowym SEM. Badania te przeprowadzono w Uniwersytecie Technicznym w Tarnopolu na Ukrainie.



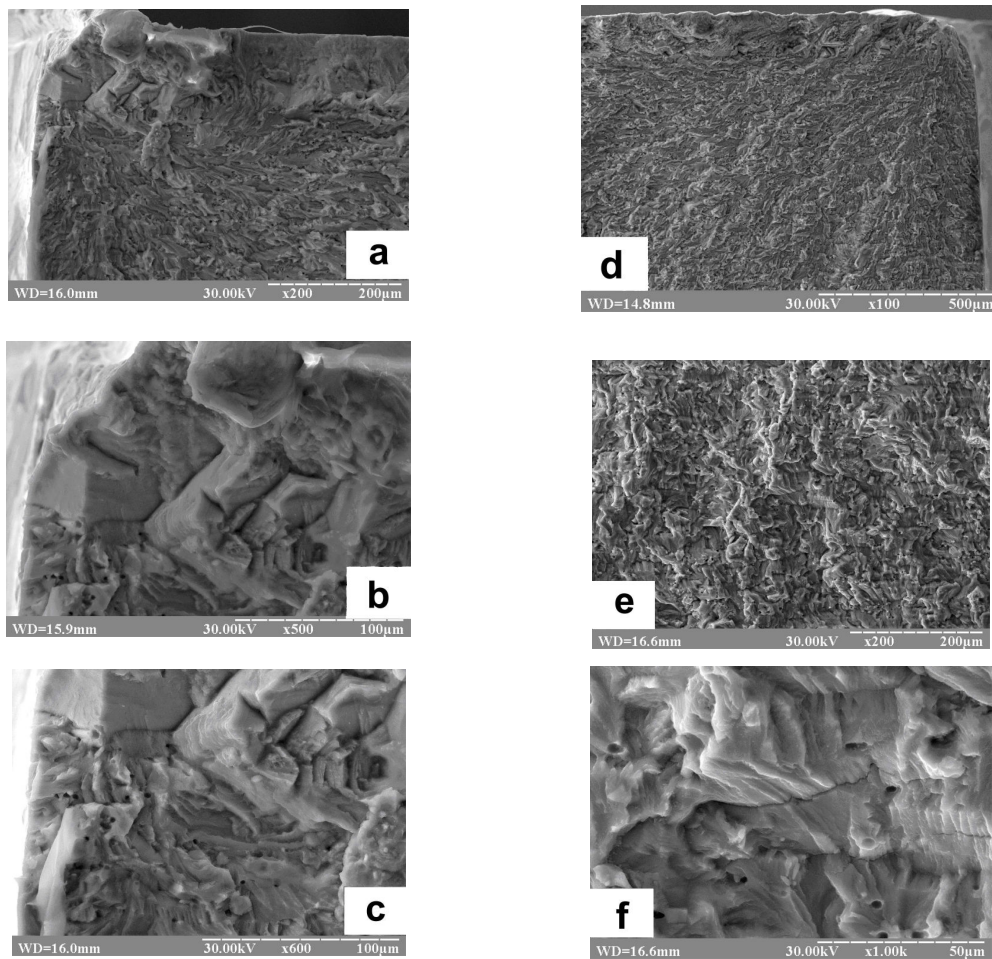
Rys.12 - Prędkość pęknięcia w próbkach ze stopu 2024-T3 w zależności od stosunku liczby cykli N_i/N_f (a) i od zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK (b)

Celem badań było potwierdzenie poprawności wcześniej uzyskanych wyników analizy obrazów powierzchni próbek z replik, jak również ustalenie źródła inicjacji pęknięcia, formy i kształtu pęknięcia oraz mechanizmu pęknięcia. W trakcie badań mikroskopowych ustalono też początkową oraz końcową długość krótkiego pęknięcia dla badanego materiału i danego sposobu obciążenia próbek. Przyjęto, że minimalna długość krótkiego pęknięcia na powierzchni próbki wynosi 0.1mm, z kolei na wewnętrznej ścianie otworu jest równa 0.06 mm. Maksymalną długość dla mechanicznie krótkiego pęknięcia wzrastającego na powierzchni próbki przyjęto równą 3 mm na podstawie wcześniejszych badań i danych literaturowych. Natomiast dla pęknięcia rozwijającego się na wewnętrznej ścianie otworu w próbce przyjęto tę długość równą 1.8 mm na podstawie pomiarów wielkości strefy pęknięcia na przełomie próbek. Strefa pęknięcia związana z rozwijającym się od otworu pęknięciem na powierzchni przełomu próbek miała kształt ćwierćeliptyczny.

Na podstawie wcześniejszych badań ustalono, że pęknięcie powstaje pod warstwą plateru i rozwija się z różną prędkością w obu kierunkach – w głąb blachy i w kierunku jej powierzchni. Do obserwacji wybrano zatem obszar na granicy warstwy plateru i materiału rodzimego i od wewnętrznej strony otworu (rys.13). Ognisko inicjacji pęknięcia zlokalizowane było pod powierzchnią plateru w pobliżu brzegu otworu na granicy warstwy plateru i materiału rodzimego, czego dowodzi zdjęcie na rys.13a. W tym miejscu powstała strefa dużego lokalnego odkształcenia plastycznego w wyniku nałożenia się odkształceń z procesu wytwarzania blachy i dodatkowo wwalcowania plateru oraz przy wykonywaniu otworu. Dowodem przekroczenia lokalnie granicznych wartości naprężeń i odkształceń dla materiału jest kruche pęknięcie po granicach ziaren i w samych ziarnach stopu, utworzenie się

lokalnych fasetek o rozmiarach stosunkowo dużych w porównaniu z rozmiarami ziaren materiału. Średni rozmiar ziaren materiału rodzimego mieści się w granicach 20- 30 μm , a ziaren plateru 80-90 μm . Strefa lokalnego pęknięcia pokrywała się z obszarem zgniecionego materiału w trakcie wykonywania otworu. Charakter pęknięcia fasetek jest wyraźnie łupliwy, o czym świadczy kierunek nachylenia brzegów fasetek oraz lokalne pęknięcia na ich ściankach (rys.13b). W porównaniu z pękaniem warstwy plateru, które także jest łupliwe (rys.13a), typ fasetek w platerze jest nieco inny w związku ze wstępnym odkształceniem powierzchni blachy oraz rodzajem obciążenia. Podczas obserwacji pod innym kątem strefy ogniska inicjacji pęknięcia (rys.13c) 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 pęknięcia występuje też w okolicy ogniska pęknięcia, jednak fasetki są zupełnie innego rozmiaru (rys. (rys. 13c i f).

Zachowanie się krótkich pęknięć w stopie 2024-T3 było treścią publikacji [16-17].



Rys. 13 - Ognisko pęknięcia na powierzchni przełomu oraz strefa propagacji pęknięcia w okolicy tego ogniska obserwowana w mikroskopie SEM; objaśnienia w tekście

PODSUMOWANIE

Zbadano mechanizm powstawania i rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych w obecności pól naprężeń i odkształceń pochodzących od karbów w próbkach wykonanych z trzech materiałów konstrukcyjnych – stali 45, stopu tytanu i stopu aluminium. Ustalono przedziały długości pęknięć krótkich i odpowiadające im przedziały trwałości. Analiza przełomów zmęczeniowych próbek prowadzona na różnych etapach ich trwałości za pomocą mikroskopów SEM i TEM wzbogaciła wiedzę na temat mechanizmów pęknięcia badanych materiałów. Pozwoliła skorelować obserwowane na powierzchni cechy wzrostu krótkich pęknięć z mechanizmem pęknięcia wewnątrz elementów. Wyniki tych analiz wykorzystane zostaną w modelu obliczeniowym pęknięcia elementów w przedziale krótkich pęknięć zmęczeniowych.

LITERATURA

1. Smith R.A., Miller K.J.; Fatigue cracks at notches. *Int. J. Mech. Sci.*, 1977, 19, 1, 11-22.
2. Shin C.S., Smith R.A.; Fatigue crack growth at stress concentrations-the role of notch plasticity and crack closure. *Engng Fracture Mech.* 1988, 29, 301-315.
3. Journet B.G., Lefrancois A., Pineau A.; A crack closure study to predict the threshold behaviour of small cracks. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1989, 12, 237-246.
4. Ogura K., Miyoshi Y., Nishikawa I.; Fatigue crack growth and closure of small cracks at the notch root. Current Research on fatigue cracks. The Society of Materials Science, Japan, 1985, 57-78.
5. Ahmad H.Y., de los Rios E.R., Yates J.R.; The influence of notch plasticity on short fatigue crack behaviour. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1994, 17, 235-242.
6. Mei Z., Morris J.W., Jr; The growth of small fatigue cracks in A286 steel. *Metal. Trans. A*, March 1993, 24A, 689-700.
7. Sansoz F., Brethes B., Pineau A.; Propagation of short fatigue cracks from notches in a Ni base superalloy:experiments and modelling. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 2002, 25, 41-53.
8. Newman J.C., Jr, Phillips E.P., Swain M.H.; Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory. *Int. J. Fatigue*, 1999, 21, 109-119.
9. Kocańda D.: Analiza rozwoju krótkich pęknięć zmęczeniowych. Wyd. WAT, 1996.
10. Kocańda D.: Probabilistic description of fatigue crack growth in normalized and laser hardened 0.45% C steel elements. *Archiwum Budowy Maszyn*, Nr 2/3, 1996, ss. 2-17.
11. Kocańda D., Kocańda S., Miller K.J.: Influence of shot-peening on short crack behaviour in a medium carbon steel. *Fatigue Engng Fract. Mater. Struct.*, Vol. 19, No. 7, 1996, pp. 911-917.
12. Kocańda D., Kocańda S., Tomaszek H.: Description of short fatigue crack growth in a shot peened medium carbon steel. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 21, No. 8, 1998, pp. 977-985.
13. Kocańda D., Kocańda S., Mierzyński J.: Pęknięcia zmęczeniowe w elementach z karbem ze stopu WT3-1. *Biuletyn WAT*, nr 5, 2000, s. 35-57.
14. Mierzyński J.: Rozwój pęknięć zmęczeniowych w stopie tytanu WT3-1 w złożonym stanie naprężenia. Praca doktorska, WAT, 2004.
15. Li X.D.: Micromechanical model of stage I to stage II crack growth transition for aluminium alloys. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 24, 217-231, 1996.
16. Kocańda D., Hutsaylyuk V.: Rozwój krótkich pęknięć zmęczeniowych od otworu w stopie aluminium 2024-T3. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, XI Krajowa Konferencja Mechaniki Pęknięcia Kielce-Cedzyna, 9-12 września 2007.
17. D. Kocańda, V. Hutsaylyuk, V.Hlado: Analiza rozwoju małych pęknięć zmęczeniowych od otworu oraz mikromechanizm pęknięcia platerowanej blachy stopu aluminium 2024-T3. *Biuletyn WAT*, VOL. LVI, NR 4, 2007, s. 37-53.

Одержано 15.10.2008 р.