

POSTĘPY W DIAGNOSTYCE ROZWOJU USZKODZENIA MATERIAŁÓW PODDAWANYCH SYMULOWANYM OBCIĄŻENIOM EKSPLOATACYJNYM - BLASKI I CIENIE

Zbigniew L. KOWALEWSKI*, Dominik KUKLA*,
Tadeusz SZYMCZAK**, Katarzyna MAKOWSKA***

*Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Warszawa

**Instytut Transportu Samochodowego, Warszawa

***Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa

zkowalew@ippt.pan.pl

1. Wstęp

Rozwój uszkodzeń wskutek obciążeń eksploatacyjnych w materiałach powszechnie stosowanych w energetyce lub przemyśle motoryzacyjnym badany jest przy użyciu metod niszczących [1-6] i nieniszczących [7-12]. Wśród technik o charakterze niszczącym można wymienić testy zmęczeniowe lub próby pełzania realizowane dla szeregu materiałów konstrukcyjnych, które są przerwane na różnym etapie zaawansowania procesu w celu otrzymania deformacji wskutek znanej historii obciążenia. Mając tak przygotowane próbki przeprowadza się standardowe próby rozciągania, których zadaniem jest identyfikacja zmian podstawowych parametrów mechanicznych materiału. W rezultacie takich prób uzyskuje się zależności na przykład granicy plastyczności lub wytrzymałości doraźnej w funkcji liczby cykli dla wstępnej deformacji wywoływanej obciążeniami cyklicznymi lub w zależności od liczby godzin stałego obciążenia, względnie odpowiadającej jej wartości odkształcenia, w przypadku pełzania. Spośród częściej stosowanych nieniszczących technik, czułych na rozwój uszkodzenia, można wymienić metody ultradźwiękowe, magnetyczne, a ostatnio coraz częściej wykorzystywane nowatorskie techniki optyczne. Bardzo często programy badawcze dla monitorowania uszkodzeń obejmują również obserwacje mikroskopowe z zastosowaniem mikroskopii świetlnej, skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM). Dotychczasowo uzyskane wyniki badań prób nieniszczących pokazują, że parametry ultradźwiękowe i magnetyczne można efektywnie skorelować z parametrami pochodzącymi z testów niszczących. Przykłady dobrej korelacji parametrów mechanicznych i wybranych parametrów nieniszczących, identyfikujących uszkodzenie, można znaleźć w wielu wcześniejszych pracach (np. [13-16]). Monitorowanie uszkodzeń podczas testów zmęczeniowych wspierane współczesnymi technikami optycznymi (cyfrowa korelacja obrazu (DIC) i elektroniczna interferometria plamkowa (ESPI)) dało wyniki potwierdzające ich dużą przydatność w skutecznej identyfikacji miejsc inicjacji uszkodzenia i jego rozwoju. Z tego powodu stanowi to główny temat niniejszego opracowania.

W pracy dodatkowo przedstawiono symulację inicjacji pęknięcia zmęczeniowego dla obciążenia cyklicznego w zakresie sprężystym. Przyjęto, że wzrost uszkodzeń występuje w wyniku działania średniego naprężenia i jego fluktuacji wywołanych niejednorodnością

struktury krystalicznej na przykład przez wtrącenia wprowadzone do materiału, oraz dyslokacje.

Obszary fluktuacji naprężenia w metalu polikrystalicznym poddawany obciążeniu mechanicznemu indukują równomierny przyrost średnich wartości naprężenia i odkształcenia spowodowany niejednorodnością materiału związaną z anizotropią jego struktury. Proces plastycznego płynięcia rozwija się przy niskim poziomie naprężenia średniego w niektórych ziarnach z powodu lokalnej koncentracji naprężenia i miejscowej akumulacji odkształcenia na ich granicach. Fluktuacje naprężenia, pojawiające się w obszarach o globalnej wartości naprężenia niższego od granicy sprężystości, są źródłem początkowych defektów strukturalnych i mechanizmów mikroplastycznych, prowadzących w efekcie do stanu zaawansowanego płynięcia plastycznego. Mechanizm odpowiedzialny za akumulację uszkodzeń podczas cyklicznego obciążenia prowadzonego przy naprężeniu poniżej granicy plastyczności pozostaje w dalszym ciągu zagadnieniem wymagającym dalszych prac badawczych i nie będzie tutaj szerzej omawiany. Próbę opisu analitycznego tego problemu i opracowania spójnego opisu stanu mikroplastycznego materiału podjęto się w Instytucie Podstawowych Problemów Techniki PAN, a zainteresowani tym zagadnieniem Czytelnicy więcej szczegółów mogą znaleźć w [17].

2. Analiza rozwoju uszkodzenia z wykorzystaniem systemu cyfrowej korelacji obrazu

Metoda cyfrowej korelacji obrazu (DIC – Digital Image Correlation) wykorzystuje zdjęcia zrobione w tym samym czasie przez dwie kamery cyfrowe i jest stosunkowo mało wrażliwa na sztywne przesunięcia i drgania obiektu badań [18, 19]. Sposób ten jest obecnie w coraz szerszym stopniu wykorzystywany do pomiaru rozkładów składowych przemieszczenia/odkształcenia zarówno w warunkach laboratoryjnych, jak i w terenie na rzeczywistych obiektach technicznych. Fizyczne zasady i warunki metody cyfrowej korelacji obrazu wskazują na jej proste dostosowywanie do monitorowania elementów konstrukcyjnych w ich naturalnym otoczeniu przemysłowym i stąd coraz częściej podejmowane są próby jej wykorzystania do oceny rozwoju uszkodzeń elementów maszyn i konstrukcji w ich rzeczywistych warunkach pracy.

W kolejnych podpunktach pracy zostaną przedstawione wybrane przykłady zrealizowanych badań z wykorzystaniem DIC.

2.1. Rozwój uszkodzenia przy obciążeniu monotonicznie narastającym

Jako pierwszy przykład możliwości systemu cyfrowej korelacji obrazu wybrano test prostego rozciągania wykonywany przy monotonicznie narastającej sile. Procedura doświadczalna zawierała trzy następujące etapy:

- a) test rozciągania na standardowej próbce (stal i nadstop niklu w warstwą aluminidkową) oraz test rozciągania na próbce z naciętymi korbami (aluminium);
- b) analiza rozkładu składowych przemieszczenia/odkształcenia na podstawie wyników z pomiarów systemem DIC;
- c) ocena wpływu naciętych korb na rozkład wartości składowych przemieszczenia/odkształcenia.

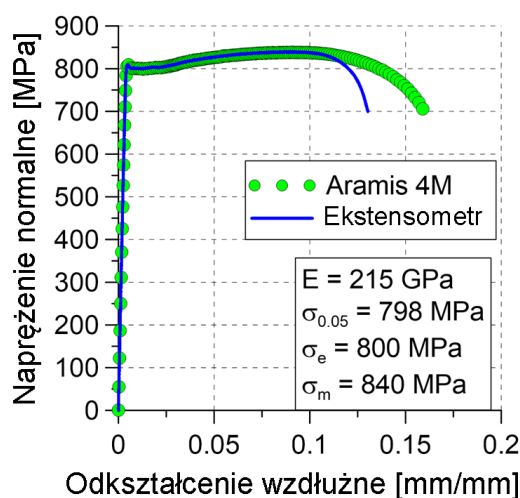
Wszystkie testy przeprowadzono w temperaturze pokojowej na klasycznych maszynach wytrzymałościowych (serwohydrauliczna maszyna 8802 Instron oraz maszyna elektrodynamiczna Electropuls E10000 Instron). W celu określenia rozkładów składowych odkształcenia wykorzystano system Aramis 4M. Przed wykonaniem testów, system cyfrowej korelacji obrazu został skalibrowany zgodnie z zalecaną przez producenta procedurą. Do rejestracji przemieszczenia zastosowano typowy ekstensometr mechaniczny oraz tak zwany ekstensometr wirtualny zdefiniowany w oprogramowaniu systemu DIC. Wykorzystanie systemu DIC wymagało przeprowadzenia następujących czynności:

- regulacja odległości pomiędzy dwiema kamerami oraz ustawienia odpowiedniej wartości kąta między nimi;
- pozycjonowanie systemu Aramis 4M względem środka strefy pomiarowej;
- wybór płyty kalibracyjnej dostosowanej do wymiarów analizowanego obszaru;
- realizacja procedury kalibracyjnej z wykorzystaniem specjalnej płytki; należy wybrać od kilku do kilkunastu jej położeń w przestrzeni trójwymiarowej oraz zapisać w systemie wybrane orientacje;
- instalacja próbki zawierającej sztuczną strefę pomiarową reprezentowaną przez czarne kropki rozłożone losowo na szarej warstwie;
- wykonanie pierwszego zdjęcia i ustalenie go jako punktu odniesienia przy obliczaniu przemieszczenia oraz odkształcenia.

W badaniach użyto systemu Aramis 4M o następujących parametrach technicznych:

- wymiary początkowej strefy pomiarowej 25×10×3 [mm];
- płytki kalibracyjna 25×18 [mm];
- rozpiętość suwaka 37.5 [mm];
- ogniskowa kamery 75 mm + rozpiętość suwaka;
- kąt kamery 25°;
- szybkość próbkowania 2 zdjęcia/s.

Na rysunku 1 przedstawiono krzywe rozciągania otrzymane z danych zebranych przy pomocy klasycznego ekstensometru mechanicznego oraz na podstawie pomiarów przeprowadzonych systemem DIC. Wartości naprężenia normalnego obliczono jako stosunki siły osiowej do pola przekroju poprzecznego próbki w jej części pomiarowej. Wartości odkształcenia wzdłużnego obliczane były dla tej samej strefy.

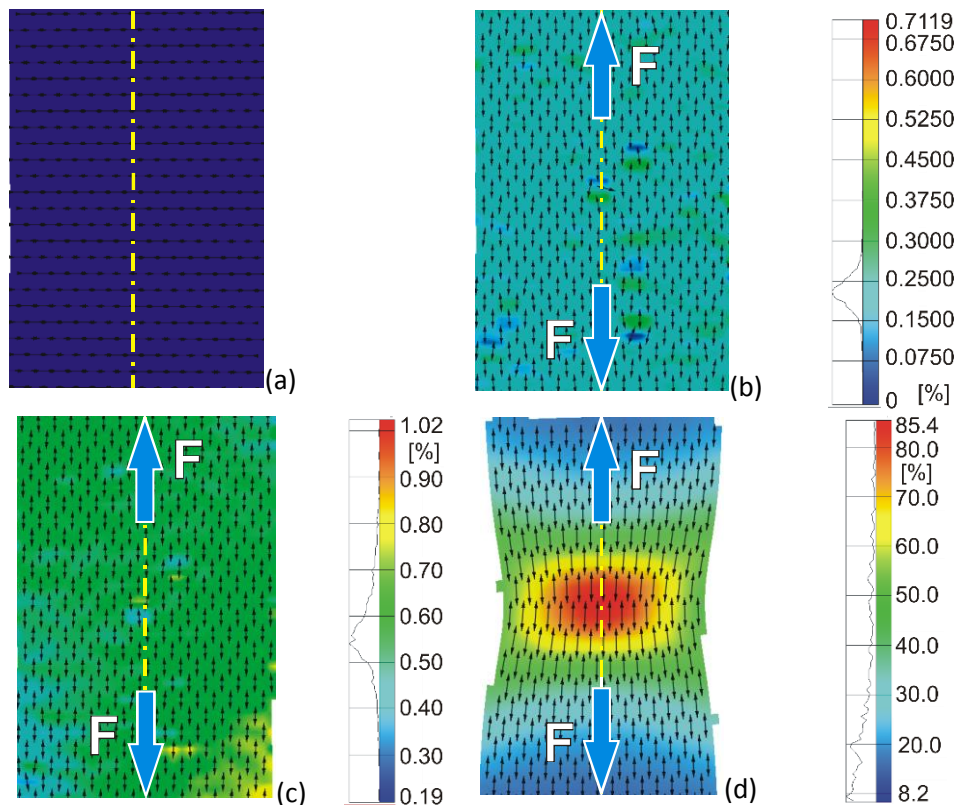


Rys. 1. Porównanie charakterystyk rozciągania otrzymanych z pomiarów ekstensometrem mechanicznym oraz systemem Aramis 4M. Materiał: stal [20]

Obie zastosowane techniki pomiaru przemieszczenia wykorzystywano równolegle. W przypadku metody DIC wybrano dwa wirtualne tensometry do zdefiniowania bazy pomiarowej dla kierunku pokrywającego się z odkształceniem wzdłużnym. Łatwo zauważyć, rys. 1, że wyniki uzyskane z pomiarów ekstensometrem oraz techniką DIC wykazują bardzo dobrą zgodność wyrażoną pokrywaniem się uzyskanych krzywych rozciągania w zakresie od początku próby, aż do osiągnięcia wytrzymałości doraźnej. Pewne różnice w wynikach pojawiają się w ostatniej fazie rozciągania, odpowiadającej niestatecznemu zachowaniu się badanego materiału, czemu towarzyszy pojawienie się szyjki, która znajdowała się w bardzo

blisko jednej z nóżek pomiarowych ekstensometru. Na podstawie otrzymanych krzywych rozciągania określono podstawowe parametry mechaniczne badanego materiału, rys. 1. Należy tutaj podkreślić, że zaobserwowane różnice w przebiegu krzywych rozciągania nie miały wpływu na wartości istotnych z inżynierskiego punktu widzenia parametrów mechanicznych takich, jak: moduł Younga, granica plastyczności czy wytrzymałość na rozciąganie.

Główna zaleta system DIC uwidoczniła została na rys. 2, gdzie pokazano zmiany rozkładu składowej osiowej odkształcenia w kolejnych fazach rozciągania. Wyniki z zastosowania tej techniki pozwalają obserwować strefę uszkodzenia od momentu jej pojawienia do chwili całkowitego zniszczenia (Fig. 2b-d). Warto również podkreślić, że technika umożliwia uzyskiwanie rozkładu wartości składowej odkształcenia głównego, co z kolei pozwala ocenić jakość mocowania próbki w uchwytach maszyny wytrzymałościowej.

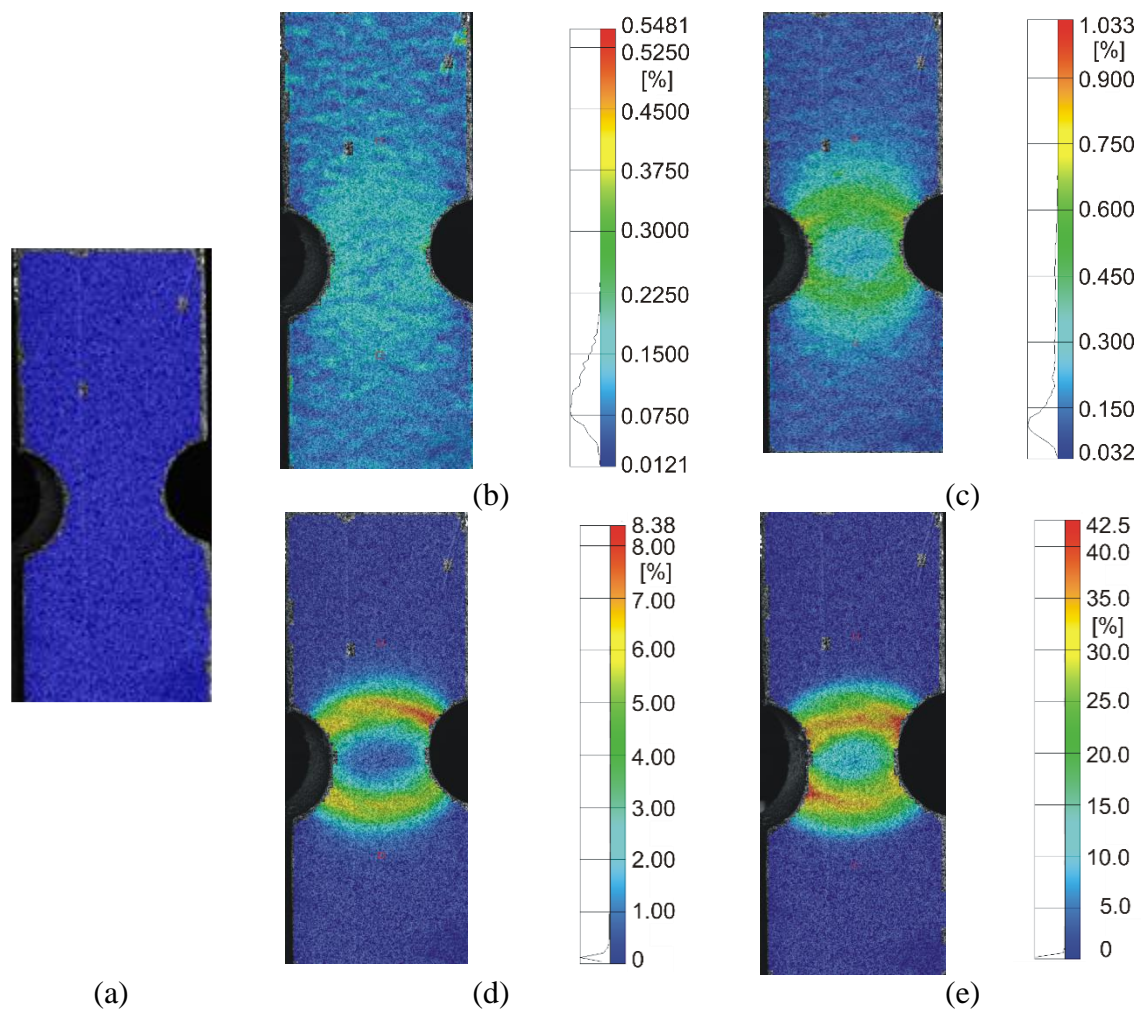


Rys. 2. Rozkład wartości składowej odkształcenia wzdłużnego dla płaskiej próbki poddanej monotonicznemu rozciąganiu dla wybranych etapów zaawansowania próby: (a) próbka zamontowana w maszynie przed obciążeniem; (b) stan odpowiadający uzyskaniu granicy proporcjonalności; (c) stan odpowiadający uzyskaniu granicy plastyczności; (d) stan przed zerwaniem próbki [20]

Na kolejnym rysunku, rys. 3, przedstawiono jeszcze inny przykład wykorzystania systemu DIC: rozciąganie próbki z koncentratorami naprężenia w postaci symetrycznych korbów w kształcie litery “U”. Kolejne mapy rozkładu wartości odkształcenia ekwiwalentnego prezentują ich zmiany w różnych fazach rozciągania. System Aramis 4M korzysta z następującego wzoru do obliczania odkształcenia ekwiwalentnego:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_{1_true}^2 + \varepsilon_{2_true}^2 + \varepsilon_{3_true}^2)}, \quad (1)$$

gdzie: ε_i reprezentuje składowe głównego odkształcenia rzeczywistego, $i = 1, 2$ oraz 3 . Składowe te zdefiniowane są następującą zależnością $\varepsilon_{i_true} = \ln(1 + \varepsilon)$, w której $\varepsilon = \Delta l / l_0$ stanowi definicję odkształcenia inżynierskiego, gdzie l_0 - długość bazy pomiarowej, Δl - wydłużenie. Równanie (1) określa poziom odkształcenia zgodnie z klasyczną teorią plastyczności. Może być stosowane o ile odkształcenie ma charakter proporcjonalny, to znaczy zachowane są proporcje pomiędzy przyrostami składowych odkształcenia: $d\varepsilon_{1_true}/d\varepsilon_{2_true}/d\varepsilon_{3_true}$.

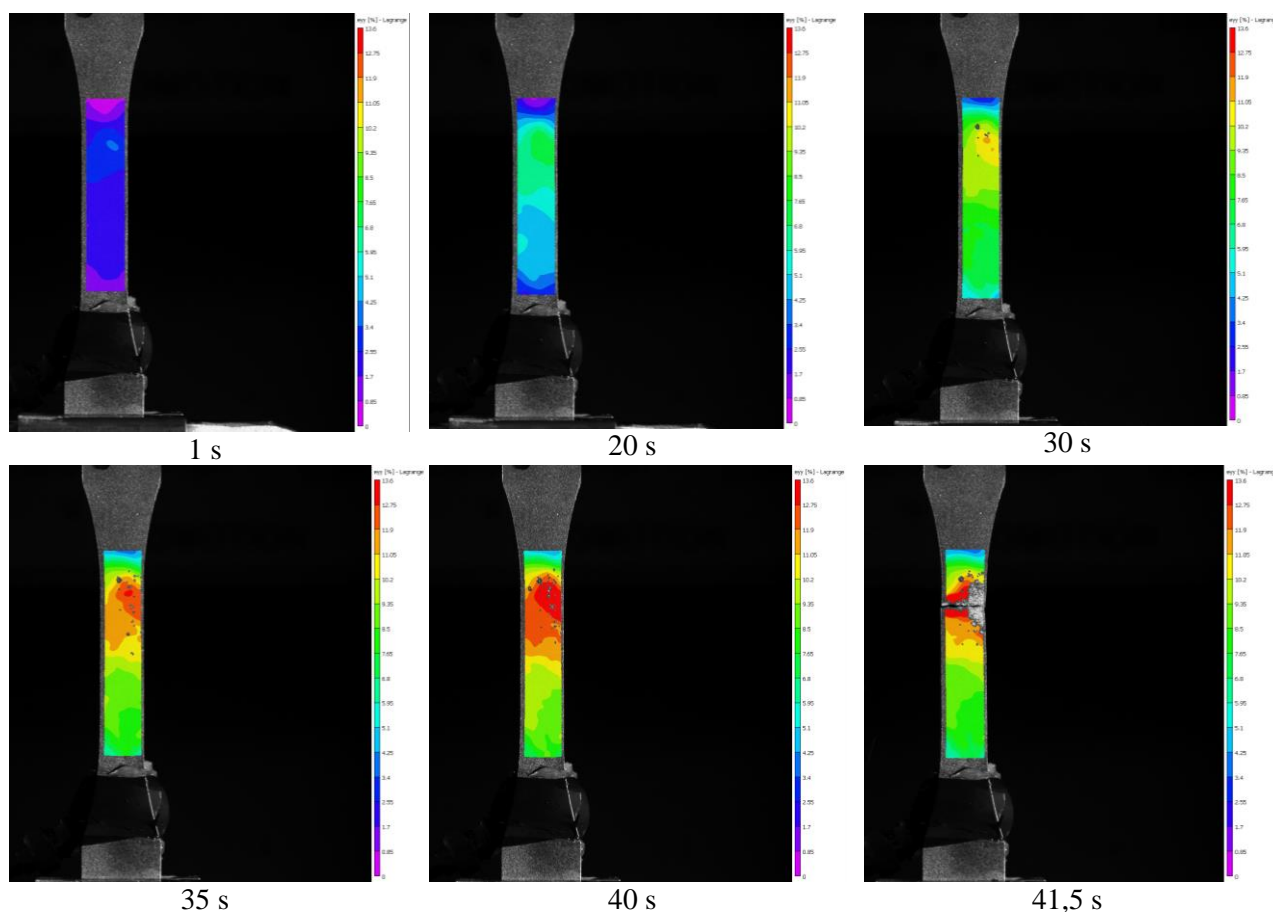


Rys. 3. Rozkład i wartości naprężenia ekwiwalentnego na próbce z centralnymi korbami w kształcie litery “U”. Materiał: aluminium [20]

Przy wykonywaniu bardziej zaawansowanych badań mechanicznych z wykorzystaniem systemów cyfrowej korelacji obrazu korzystne jest wcześniejsze przeprowadzenie standardowej próby rozciągania właśnie z użyciem takiego systemu, oraz w celach czysto kalibracyjnych, ekstensometru mechanicznego. Poniżej przedstawione zostaną wyniki jednej z takich prób.

Przed realizacją obszernych badań zmęczeniowych z rejestracją map odkształcenia kamerą DIC, wykonano kilka statycznych prób rozciągania w celu dokładnego wykalibrowania systemu. Wyniki jednego testu z tego programu przedstawiono na rys. 4 w postaci map odkształcenia w wybranych fazach próby rozciągania dla próbki o strukturze drobnoziarnistej pokrytej warstwą aluminiową o grubości 40 μm .

Na podstawie uzyskanych wyników badań można zauważać, że system identyfikuje akumulację odkształcenia, poprzedzającą pęknięcie próbki, praktycznie w końcowej fazie odkształcania, co stanowi niestety ujemną jego stronę.



Rys. 4. Mapy odkształcenia powierzchni próbki w wybranych fazach statycznej próby rozciągania próbki nadstopu niklu z warstwą aluminiową

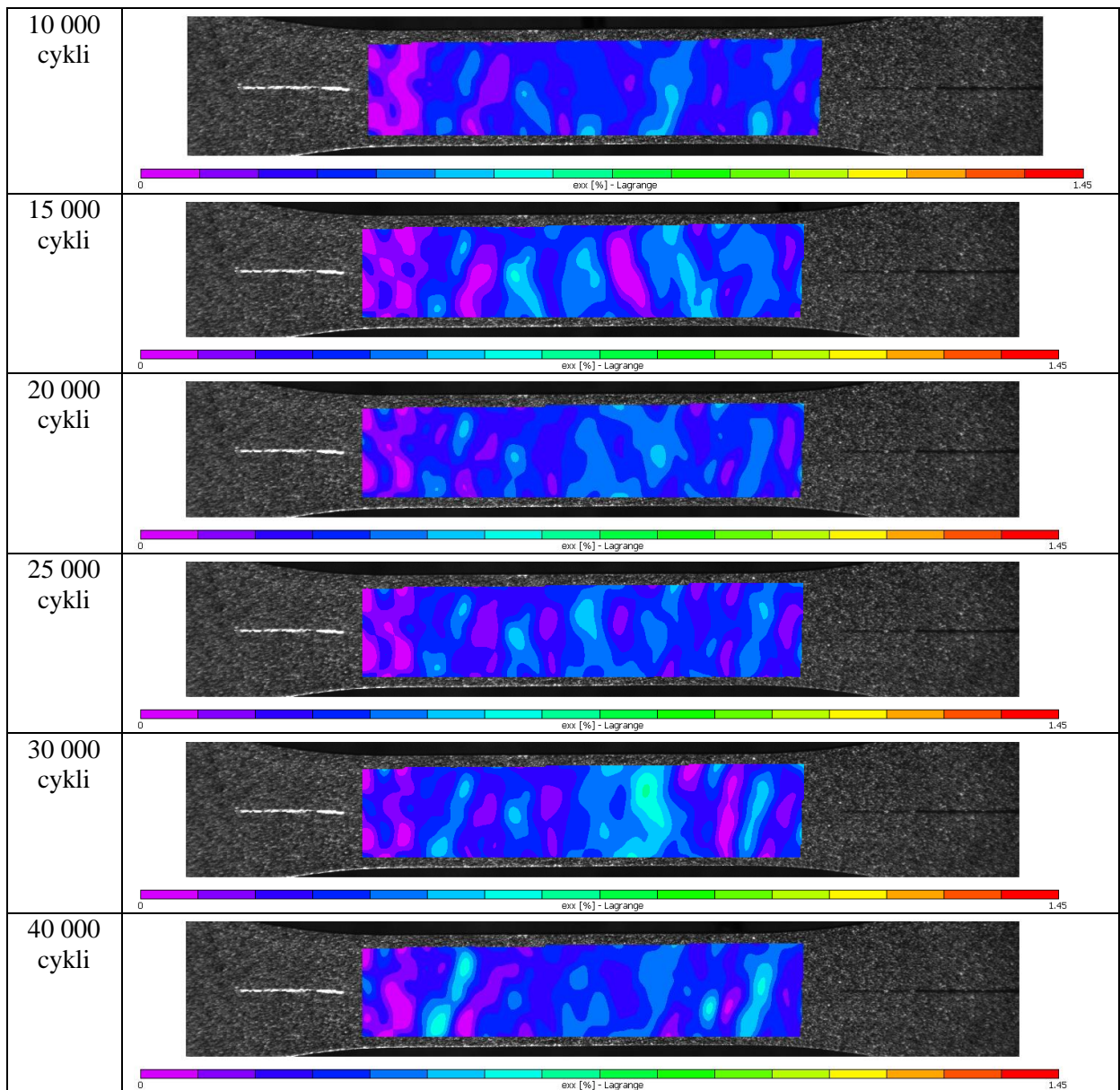
Z drugiej strony DIC pozwala rejestrować mapy przemieszczenia w trybie on-line bez konieczności zatrzymywania testu. W tym sensie niweluje to braki dokładności w porównaniu z metodą ESPI (zostanie scharakteryzowana z przykładami badań w punkcie trzecim niniejszej pracy), ponieważ rejestruje wskazania powyżej progu detekcji w chwili pojawienia się wskazania w postaci akumulacji odkształcenia.

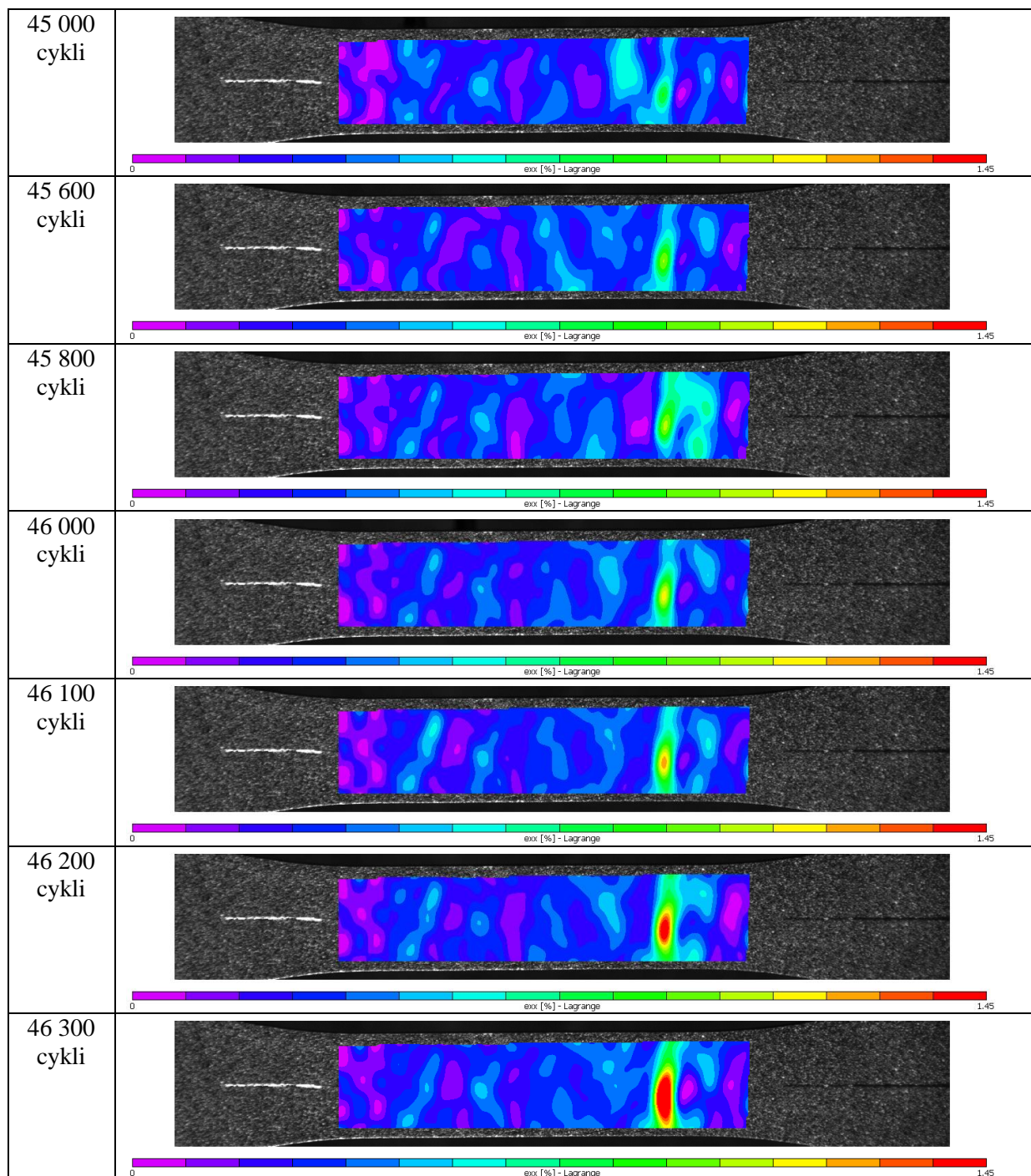
2.2. Rozwój uszkodzenia wskutek zmęczenia

Systemy cyfrowej korelacji obrazu mogą być z powodzeniem wykorzystywane do monitorowania rozwoju uszkodzenia wskutek obciążeń o charakterze cyklicznym. Efektywność tej techniki zostanie zilustrowana na przykładzie badań zmęczeniowych nadstopu niklu. Badania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej MTS 810 testując próbki płaskie w kształcie wiosełka. Program badań obejmował testy dla próbek

zawierających aluminidkową warstwę wierzchnią o grubościach 20 i 40 μm . Ze względu na ciągły zapis map przemieszczenia powodujący gromadzenie wyników badań w pliku cyfrowym o ograniczonej pojemności, wszystkie badania wykonywano przy wysokich wartościach amplitudy naprężenia (600, 650 MPa), tak aby skrócić czas testu do kilku godzin. Częstotliwość obciążenia wynosiła 20 Hz, a obraz zapisywany był co 5 sekund, czyli mapę rejestrowano co 100 cykl.

Na rys. 5 zamieszczono mapy przemieszczenia z wybranych cykli zmęczeniowych, uzyskanych na próbce o strukturze gruboziarnistej z warstwą o grubości 20 μm . Amplituda naprężenia zmiennego wynosiła 600 MPa. Próbka pękła po uzyskaniu 46 364 cykli. Pod koniec testu zagęszczono rejestrację kolejnych obrazów ze względu na znaczne przyspieszenie procesu degradacji materiału.





Rys. 5. Obrazy ilustrujące mapy rozkładu wartości odkształcenia opracowane na podstawie pomiarów systemem DIC próbki poddanej obciążeniu zmęczeniowemu

W przypadku tej próbki pierwsze oznaki lokalizacji uszkodzenia widoczne były po 45 tysiącach cykli obciążenia. Wzrost odkształcenia w obszarze o podwyższonej wartości zakumulowanego odkształcenia wiąże się z powstaniem pęknięcia w warstwie aluminiowej, które propagowało w głąb materiału, aż do momentu dekohezji. Na tej podstawie można oszacować moment pojawienia się pęknięcia warstwy, chociaż próg detekcji jest niższy niż w porównywalnym pomiarowo systemie ESPI.

3. Analiza rozwoju uszkodzenia z wykorzystaniem systemu interferometrii plamkowej

Elektroniczna interferometria plamkowa ESPI (ang. Electronic Speckle Pattern Interferometry) jest nieniszcząca metodą pozwalającą określać rozkłady składowych przemieszczenia, odkształcenia i naprężenia na powierzchni próbki. Stosowanie jej w trakcie badań zmęczeniowych umożliwia lokalizację miejsca największej koncentracji naprężenia wywołanej defektami próbek oraz pozwala z dużą dokładnością przewidzieć miejsce inicjacji uszkodzenia [21-25]. Metoda ESPI umożliwia monitorowanie rozwoju deformacji już we wczesnym etapie próby aż do momentu zniszczenia próbki. Typowy układ pomiarowy składa się z kamery CCD umiejscowionej w głowicy systemu, czterech źródeł światła oraz badanej próbki.

Próbkę o specjalnie przygotowanej powierzchni poddaje się obserwacji za pomocą kamery CCD. Wykorzystując przetwornik analogowy uzyskuje się obraz przedstawiający prążki interferencyjne, na podstawie których generuje się mapę fazową badanego materiału. W kolejnych krokach, po przeprowadzeniu obliczeń numerycznych przez oprogramowanie obsługujące system ESPI, uzyskiwane są mapy składowych przemieszczenia i odkształcenia.

3.1. Przykłady badań własnych

Przykładowe badania rozwoju uszkodzenia z wykorzystaniem systemu interferometrii plamkowej (ESPI) zostaną omówione na podstawie testów zrealizowanych na polikrystalicznej stali P91 (X10CrMoVNb9-1). Jest to stal niskowęglowa, o dobrej odporności na rozwój procesu pełzania. Typowo dostarczana jest w postaci rur, prętów lub płyt. Główne zastosowanie znajduje w różnych elementach pracujących w elektrowniach lub elektrociepłowniach. W Tabeli 1 podano jej skład chemiczny.

Tab. 1. Skład chemiczny stali P91

Pierwiastek	C	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Si	S
P 91	0,2÷0,5	0,3÷0,6	8÷9,5	0,85÷1,1	0,18÷0,25	<0,4	<0,3	0,08÷0,12	<0,01

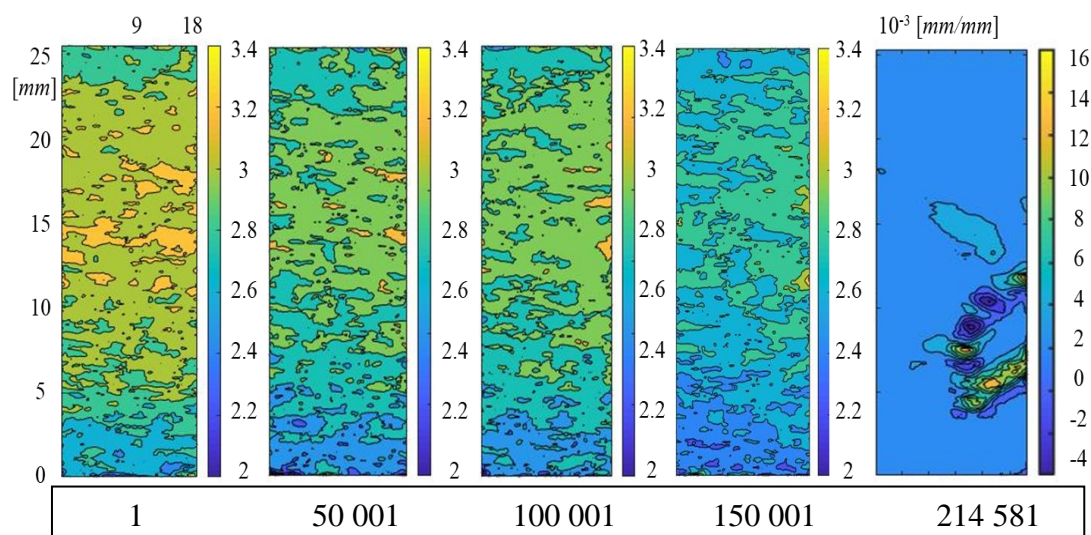
Głównym celem przeprowadzonych badań na wspomnianej stali było dostarczenie danych doświadczalnych dokumentujących ewolucję mikroodkształcenia plastycznego podczas inicjacji pęknięcia wskutek wysokocyklowego zmęczenia. Cały proces zmęczenia został podzielony na przedziały cykli, które realizowano na serwohydraulicznej maszynie wytrzymałościowej. Cykliczne obciążenie kilkukrotnie wstrzymywano dla z góry zadanej liczby cykli w celu przeprowadzenia pomiarów przemieszczenia próbki z wykorzystaniem systemu elektronicznej interferometrii plamkowej. Na kolejnych trzech rysunkach, rys. 6-8, przedstawiono mapy rozkładu wartości odkształcenia odpowiadające maksymalnej wartości zastosowanego obciążenia płaskiej próbki przy narastającej liczbie cykli. Badaniom poddano trzy rodzaje próbek: próbkę o stosunkowo wysokiej chropowatości; próbkę o powierzchni elektropolerowanej oraz próbkę zawierającą w części pomiarowej centralny otwór. Rozważania prowadzono dla różnych faz zaawansowania procesu zmęczenia począwszy od pierwszego cyklu, uwzględniając inicjację pęknięcia, a skończywszy na fazie szybkiego rozwoju propagującej szczeliny zmęczeniowej.

Badania próbki o wysokiej chropowatości pokazały, że podczas obciążenia cyklicznego materiał odkształcał się heterogenicznie, czego dobrym dowodem były liczne plamki wskazujące akumulację odkształcenia, rys. 6a. Pod mapami rozkładu odkształcenia zaprezentowano profile odkształcenia obliczone dla linii prostopadłej do osi głównej próbki przechodzącej przez punkt odpowiadający maksymalnej wartości odkształcenia. W celu

ograniczenia wpływu chropowatości na uzyskiwane wyniki badań kolejną próbkę poddano elektropolerowaniu w jej części pomiarowej.

Rysunek 7 ilustruje mapy rozkładu wartości odkształcenia dla próbki elektropolerowanej. Poniżej map przedstawiono profile odkształcenia obliczone dla linii prostopadłej do osi głównej próbki przechodzącej przez punkt odpowiadający maksymalnej wartości odkształcenia, tak samo jak dla próbki o dużej chropowatości. Jak łatwo zauważyć, miejsca inicjacji pęknięcia są znacznie łatwiejsze do identyfikacji, ponieważ bardzo dobrze są widoczne obszary reprezentujące dużą akumulację odkształcenia.

(a)



(b)

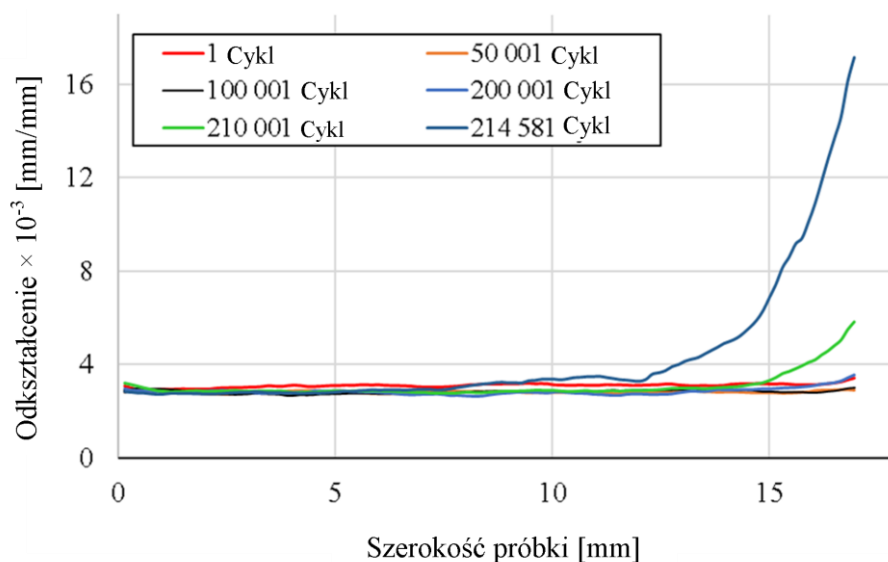
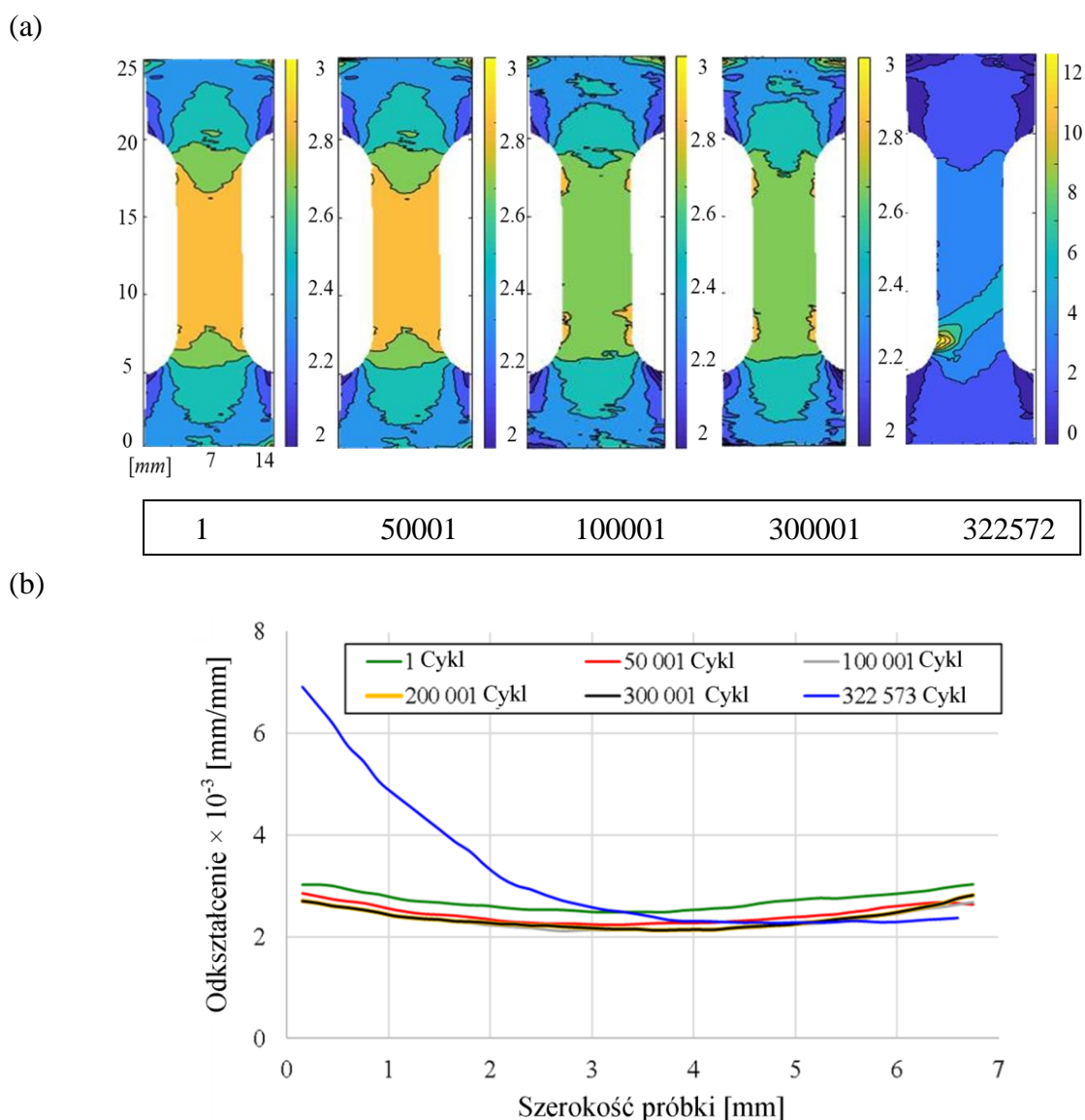


Fig. 6. Mapy rozkładu odkształcenia – próbka o wysokiej chropowatości (a), profile odkształcenia wzdłuż linii odpowiadającej maksymalnej wartości odkształcenia (b)

W kolejnym etapie programu rozpatrywano przypadek próbki zawierającej w części pomiarowej centralny otwór. Taki typ próbki miał na celu udowodnienie tezy, że rozwój pęknięcia następuje w wyniku miejscowego przekroczenia granicy plastyczności, pomimo

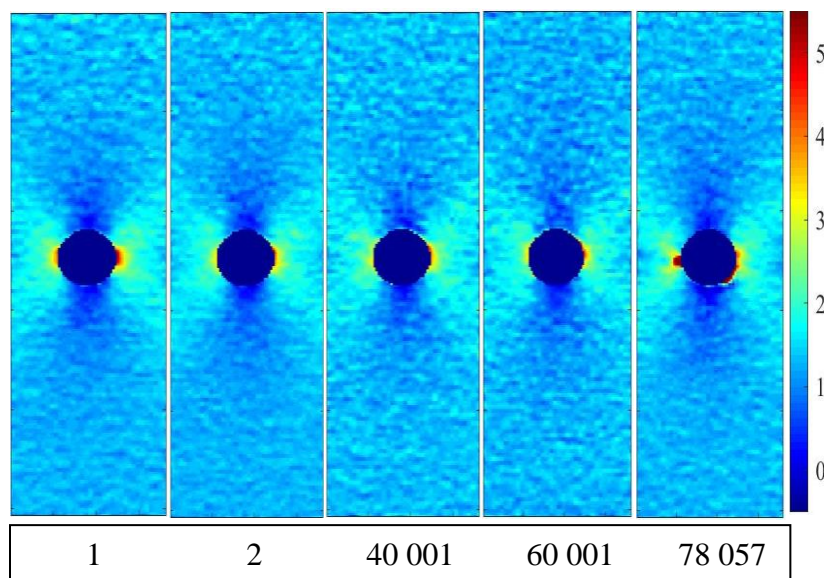
faktu, że zastosowane obciążenie cykliczne globalnie w części pomiarowej wywoływało naprężenia istotnie niższe od granicy plastyczności.

Wyniki dla próbki z otworem przedstawia rys. 8. Już w pierwszym cyklu można zauważyć wyraźny obszar wskazujący akumulację odkształcenia, występujący po obu stronach otworu. Bezpośrednią przyczyną takiego zachowania jest duża koncentracja naprężenia w tej części próbki z uwagi na wprowadzony otwór. Taka koncentracja skutkuje lokalną generacją naprężenia o wartości przekraczającej granicę plastyczności i w efekcie skutkuje pojawieniem się składowych mikroodkształcenia plastycznego. Wskutek takiej lokalnej deformacji materiał zostaje umocniony i w następnym cyklu potrzebne jest już wyższe naprężenie, aby ponownie zdeformować plastycznie ten obszar. Mapa dla drugiego cyklu wyraźnie tę sytuację odzwierciedla. Widać, że obszar akumulacji odkształcenia jest mniejszy i wartość odkształcenia jest niższa od tej obserwowanej w pierwszym cyklu. Wspomniany proces powtarza się w każdym następnym cyklu, aż do pojawienia się pęknięcia, które dla omawianej próbki zaobserwowano po 78057 cyklach po lewej stronie otworu.



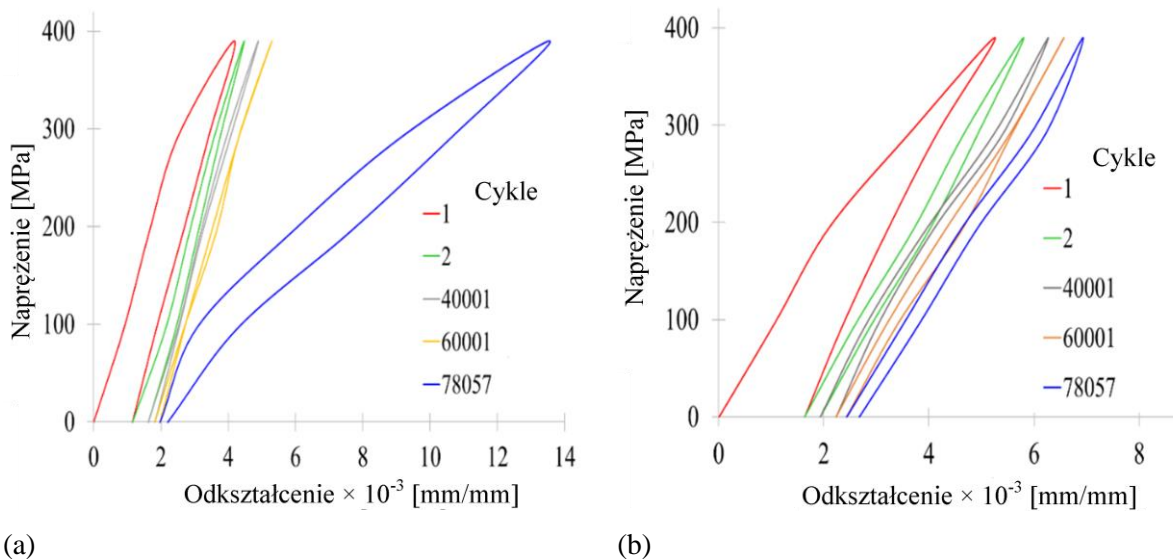
Rys. 7. Mapy rozkładu odkształcenia – próbka polerowana (a), profile odkształcenia wzdłuż linii odpowiadającej maksymalnej wartości odkształcenia (b)

System ESPI umożliwia śledzenie procesu rozwoju uszkodzenia również w sposób niebezpośredni, to znaczy uzyskane wyniki należy opracować po zakończeniu próby i na ich podstawie potwierdzić zachodzący proces degradacji przez zidentyfikowanie mierzalnego parametru czułego na rozwój uszkodzenia. Takim parametrem może być szerokość pętli histerezy określonej dla obszaru brzegów otworu badanej próbki. Dla prezentowanych badań przeprowadzono taką analizę. Pętle histerezy zostały obliczone dla punktów leżących na brzegu otworu, reprezentujących największą akumulację odkształcenia pochodzącą z lokalnej mikroplastyczności, rys. 9.



Rys.8. Mapy rozkładu odkształcenia dla wybranych cykli zmęczenia – próbka z centralnym otworem

Nachylenie i kształt lokalnych pętli histerezy identyfikują zmiany stanu odkształcenia wskutek odkształcenia plastycznego pojawiającego się w mikroobszarach i rozwijającego się pęknięcia. Fakt obecności niezerowej szerokości pętli histerezy w pierwszym cyklu wyraźnie wskazuje, że pomimo globalnego naprężenia niższego od granicy plastyczności, lokalna deformacja stanowi dowód, że proces nie ma całkowicie charakteru sprężystego.



Rys. 9. Lokalne pętle histerezy dla wybranych cykli zmęzeniowych ilustrujące obszary mikroplastyczności: a) lewa strona otworu; b) prawa strona otworu

Pole w obrębie pętli histerezy reprezentuje energię dyssypowaną podczas procesu obciążania – odciążania. W efekcie materiał ulega lokalnemu umocnieniu i może przenieść obciążenie o wyższej wartości. W kolejnych cyklach obciążenia pole w obrębie histerezy również występuje, identyfikując dyssypację energii, ale jest ono coraz mniejsze w każdym następnym cyklu, ponieważ przyrasta umocnienie, a poziom maksymalnego obciążenia w cyklu pozostaje stały. Łatwo zauważyć, że pętle histerezy w zakresie sprężystym przy obciążaniu i odciążaniu mają charakter liniowy, ale tylko do momentu zainicjowania pęknięcia. Właśnie ten fakt załamania się przebiegu pętli histerezy jest wskaźnikiem inicjacji pęknięcia, w konkretnie rozpatrywanym przypadku po lewej stronie otworu. A zatem ostatnia pętla histerezy na rys. 9a wyraźnie ilustruje lokalny efekt akumulacji odkształcenia w postaci pojawienia się pęknięcia i w konsekwencji obniżenia sztywności podczas procesu zmęczenia. Łatwo zauważyć, że ostatnia pętla histerezy dla obszaru po prawej stronie otworu, efektu takiego nie wykazuje, a zatem pęknięcie po tej stronie jeszcze nie nastąpiło. Pętle histerezy przedstawione na rys. 9 potwierdzają interpretację omówioną na podstawie map odkształcenia zamieszczonych na rys. 8 i pozwalają pełniej zrozumieć zachodzące procesy w testowanym materiale.

4. Ocena stopnia uszkodzenia eksploatowanych łopatek turbiny z wykorzystaniem sygnału szumu Barkhausena

W wielu doniesieniach literaturowych pochodzących z końca ubiegłego i aktualnego wieku podkreśla się ogromne znaczenie metod nieniszczących przy identyfikowaniu inicjacji oraz następującej propagacji uszkodzenia zarówno w badaniach materiałowych, jak i elementów konstrukcyjnych. Liczba opracowanych nowych tego typu metod jest znaczna. W poniższym punkcie pracy uwaga zostanie skupiona na wybranych metodach magnetycznych, których skuteczność okazuje się być coraz lepsza i konkurencyjna w stosunku do na przykład technik ultradźwiękowych.

W prezentowanych poniżej badaniach analizowano doświadczalnie stopień degradacji materiału łopatek turbiny wykorzystując właśnie metodę magnetyczną. Zidentyfikowano związek występujący pomiędzy czasem degradacji materiału łopatek turbiny a parametrami sygnału szumu Barkhausena. Porównano wyniki badań z obszaru krawędzi natarcia łopatki oraz z obszaru krawędzi spływu. Opisano również wpływ deformacji plastycznej łopatki powstałej wskutek awarii na poziom sygnału szumu.

4.1. Kilka uwag wprowadzających

Metoda szumu Barkhausena, bazująca na pomiarach impulsów napięciowych generowanych przez przemieszczające się pod wpływem zmiennego pola magnetycznego domeny magnetyczne [26], stanowi potencjalne narzędzie badawcze do oceny degradacji materiałów ferromagnetycznych, stosowanych w konstrukcjach w energetyce. Taką tezę uzasadniają liczne prace, opisujące możliwość określenia tą metodą stopnia uszkodzenia materiałów w różnych etapach pełzania [27÷30], zmęczenia [30, 31] lub oceny naprężenia/odkształcenia podczas deformacji plastycznej wskutek rozciągania [32, 33].

W pracy [27] badano stal 9Cr-1Mo (0,09%C) przy parametrach pełzania $p=125\text{MPa}$ i $T=600^\circ\text{C}$. Uzyskane wyniki pokazały, że wartość rms sygnału Barkhausena malała w pierwszym etapie pełzania, w drugim etapie ulegała dalszemu spadkowi, osiągając minimum, a następnie silnie wzrastała. W trzecim etapie pełzania wartość rms sygnału Barkhausena wzrastała stosunkowo nieznacznie, przyjmując niemal liniową zależność względem czasu.

W pracy [30], dotyczącej zmęczenia stali SAE8620, określono parametr szumu Barkhausena, którego wartość wzrastała wraz z liczbą cykli zmęczeniowych oraz amplitudą naprężenia. Stupakov et al. [32] badali stal niskowęglową CSN12013 (C = 0,03%) poddaną deformacji plastycznej do około 23%. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem odkształcenia plastycznego napięcie skuteczne emisji Barkhausena początkowo wzrastało (do odkształcenia rzędu 2,5%), a następnie malało. Przytoczone przykłady badań i ich wyniki pokazują, że parametry szumu Barkhausena mogą służyć do identyfikacji zmian degradacji materiałów w elementach konstrukcji energetycznych.

Przedstawiana praca opisuje różnice sygnału szumu Barkhausena w łopatkach turbiny pracującej w sektorze energetycznym, które dają podstawy do oceny stopnia wyeksploatowania/uszkodzenia testowanej stali przeznaczonej do produkcji badanych łopatek.

4.2. Badania własne - program i wyniki

Badaniom poddano 12 wybranych łopatek turbiny ze stali X22CrMoV12-1, które reprezentowały cztery okresy eksploatacji. Łopatki wyselekcjonowano z turbiny w taki sposób, aby po trzy próbki miały ten sam czas eksploatacji, Tabela 2.

Tabela 2. Czasy eksploatacji wytypowanych łopatek turbiny do badań

Nr próbki	Czas eksploatacji [h]
A1, A2, A3	26 400
B1, B2, B3	36 100
C1, C2, C3	39 800
D1, D2, D3	60 800

Fotografie fragmentów badanych łopatek po 60 800 [h] pracy zamieszczono na rys.10. Tak samo wyglądał zestaw łopatek dla pozostałych czasów eksploatacji.

Pomiary poziomu szumu Barkhausena wykonano na krawędzi spływu i na krawędzi natarcia elementów, zgodnie z metodyką opisaną w pracach [34, 35], za pomocą defektoskopu MEB4C firmy MagLab. Głowica urządzenia zbudowana była z elektromagnesu, cewki magnesującej i detekcyjnej. W celu określenia szumu Barkhausena z napięcia wyjściowego cewki detekcyjnej wydziela się składową szybkozmienną za pomocą filtra górno-przepustowego.

Analiza szumu Barkhausena jest związana z wyznaczeniem średniej wartości skutecznej napięcia wyjściowego cewki detekcyjnej w formie obwiedni, z których z kolei wyznacza się parametry, np. amplitudę obwiedni U_{bpp} , czyli różnicę napięcia między maksymalną wartością piku emisji Barkhausena a napięciem jej szumu.

Obwiednie napięcia skutecznego szumu Barkhausena wyznaczano ze wzoru:

$$U_b = \sqrt{\frac{\int_0^{\tau} U_{tb1}^2(t) dt}{\tau}} \quad (2)$$

gdzie:

U_b [V] – napięcie skuteczne szumu Barkhausena na wyjściu z cewki,

U_{tb1} [V] – składowa szybkozmienna definiująca napięcie wyodrębnione za pomocą filtra górno-przepustowego z napięcia indukowanego na cewce detekcyjnej,

τ [s] – czas całkowania.

Amplitudę szumu Barkhausena wyznaczono jako różnicę między największą wartością napięcia skutecznego obwiedni a wartością napięcia skutecznego tła szumu Barkhausena.

$$Ub_{pp} = Ub_{max} - Ub_{min} \quad (3)$$

gdzie:

Ub_{pp} [V] – amplituda obwiedni napięcia skutecznego sygnału Barkhausena,

Ub_{max} [V] – maksymalne napięcie skuteczne obwiedni szumu Barkhausena (wysokość piku),

Ub_{min} [V] – napięcie skuteczne tła szumu Barkhausena.

Przyjmując założenie, że potencjalnie może to być metoda nieniszcząca przeznaczona do oceny stopnia eksploatacji elementów konstrukcyjnych w warunkach rzeczywistych, w pierwszym etapie programu badań postanowiono nie usuwać z łopatek warstw utlenionych powstałych podczas eksploatacji.

Na podstawie oceny wizualnej łopatek stwierdzono, że po 26,4 tys. godzin eksploatacji nie miały one widocznych zmian kształtu. Na łopatkach po 36,1 tys. godzin pracy widoczne były już uszkodzenia w postaci wgłębień/deformacji na krawędziach spływu. Ponadto, przy stopkach łopatek zaobserwowano pęknięcia rozchodzące się w kierunku prostopadłym do krawędzi spływu łopatek. Z kolei łopatki po 39,8 tys. godzin eksploatacji wykazywały znaczne ubytki materiału. W przypadku elementów pracujących 60,8 tys. godzin nie zaobserwowano wyraźnych zmian ich geometrii, natomiast w łopacie oznaczonej jako D1 znaleziono pęknięcie przy stopce. Przykładowe obwiednie napięcia skutecznego szumu Barkhausena łopatek bez wyraźnych wad oraz z widocznymi uszkodzeniami przedstawiono na rys. 11 i 12.



a) pr. D1

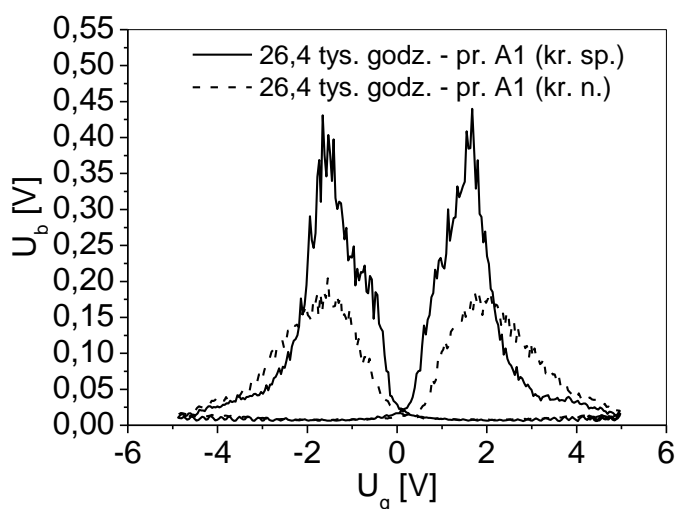
b) pr. D2

c) pr. D3

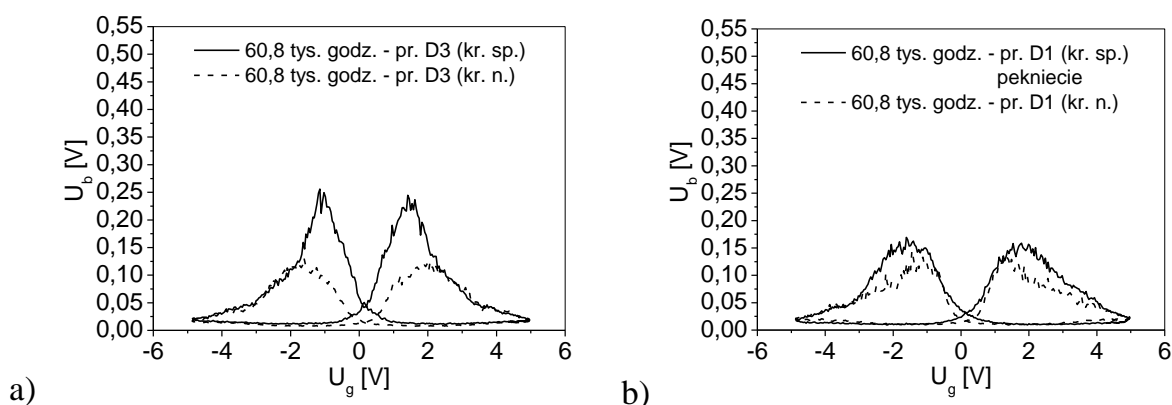
Rys. 10. Łopatki turbiny po 60,8 tys. godzin eksploatacji

Wyniki badań amplitudy szumu Barkhausena zamieszczono w postaci graficznej na rys. 13 i 14. Wartości tego parametru wskazują, że najdłuższy rozpatrywany okres eksploatacji (60,8 tys. godz.) powoduje obniżenie poziomu sygnału szumu Barkhausena w odniesieniu do sygnału pochodzącego od najkrócej obciążanych łopatek (26,4 tys. godz.). Badania próbek A1-A3 dowodzą, że w przypadku braku wyraźnych defektów łopatek szum Barkhausena na

krawędzi natarcia jest zawsze proporcjonalnie niższy od szumu Barkhausena na krawędzi sływu, rys. 13. Potwierdzają to wyniki dla próbek D1 -D3, rys. 14.

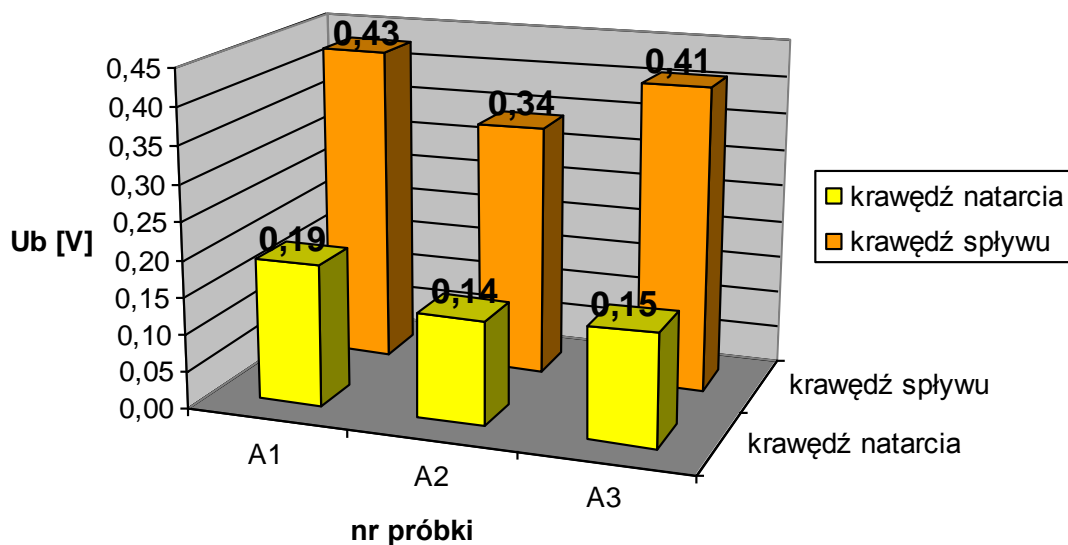


Rys. 11. Obwiednie napięcia skutecznego szumu Barkhausena łopatki A1 turbiny po 26,4 tys. godzin eksploatacji: kr. sp. (krawędź sływu) – linia ciągła, kr. n. (krawędź natarcia) – linia przerywana

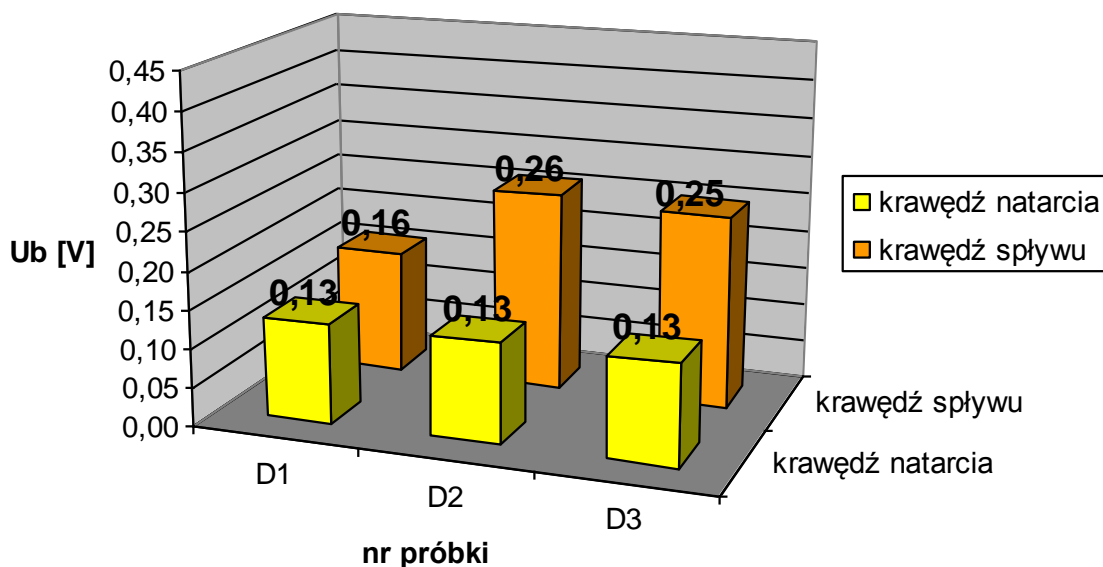


Rys. 12. Obwiednie napięcia skutecznego szumu Barkhausena: a) łopatki D3 turbiny po 60,8 tys. godzin eksploatacji bez wyraźnych defektów, b) łopatki D1 po 60,8 tys. godzin eksploatacji z pęknięciem przy stopce: kr. sp. (krawędź sływu) – linia ciągła, kr. n. (krawędź natarcia) – linia przerywana

Wyniki badań amplitudy szumu Barkhausena zamieszczono w postaci graficznej na rys. 13 i 14. Wartości tego parametru wskazują, że najdłuższy rozpatrywany okres eksploatacji (60,8 tys. godz.) powoduje obniżenie poziomu sygnału szumu Barkhausena w odniesieniu do sygnału pochodzącego od najkrócej obciążanych łopatek (26,4 tys. godz.). Badania próbek A1-A3 dowodzą, że w przypadku braku wyraźnych defektów łopatek szum Barkhausena na krawędzi natarcia jest zawsze proporcjonalnie niższy od szumu Barkhausena na krawędzi sływu, rys. 13. Potwierdzają to wyniki dla próbek D1 -D3, rys. 14.



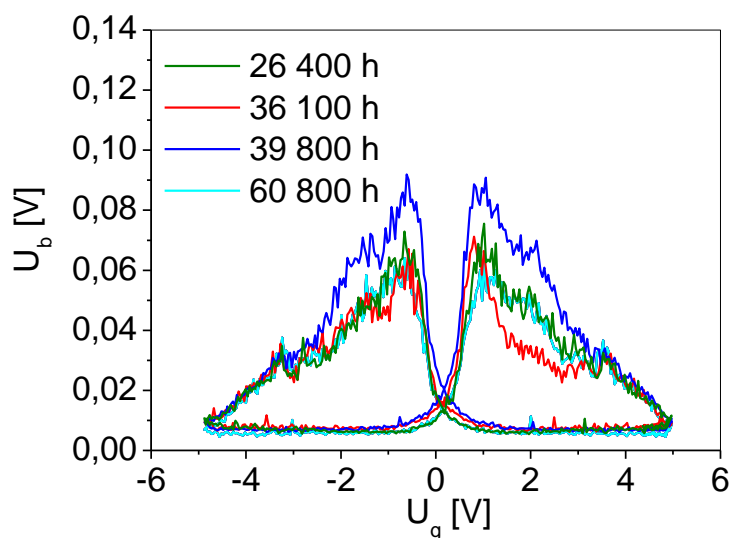
Rys. 13. Amplituda szumu Barkhausena łopatek turbin eksploatowanych 26,4 tys. godzin



Rys. 14. Amplituda szumu Barkhausena łopatek turbin eksploatowanych 60,8 tys. godzin

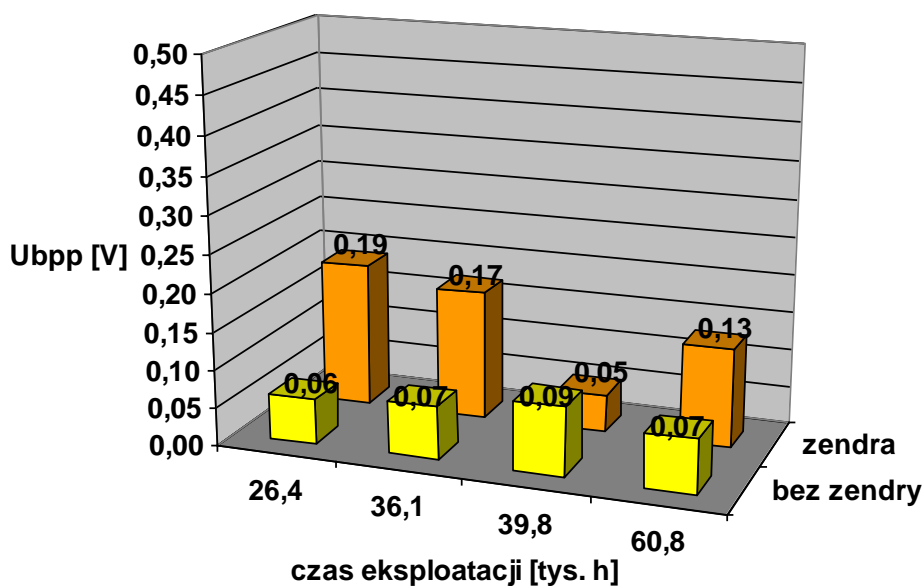
Do obniżenia sygnału Barkhausena, ocenianego na krawędzi spływu próbki D1, przyczynia się pęknięcie rozchodzące się nad stopką łopatki. Podobne pęknięcia rozwinęły się w elementach eksploatowanych 36,1 oraz 39,8 tys. godzin. Łopatki te, ze względu na powstałe uszkodzenia w postaci wgłębień/deformacji na krawędziach spływu, charakteryzują się istotnie niższym poziomem szumu Barkhausena. Wokół tych ubytków nastąpiło jeszcze większe odkształcenie trwale niż dla łopatek najkrócej eksploatowanych, a zatem większa kumulacja defektów struktury krystalicznej materiału (a tym samym zmiana stanu naprężenia), utrudniająca przemieszczanie się ścian domenowych pod wpływem zmiennego pola magnetycznego. Jest to przyczyną obniżenia liczby impulsów napięciowych szumu Barkhausena [26].

W drugim etapie badań wcześniej testowane łopatki turbiny przeszlifowano w celu zdjęcia zendry i ponownie przeprowadzono badania z wykorzystaniem takiej samej techniki. Wyniki badań wskazują, że także dla przeszlifowanych łopatek wraz ze wzrostem czasu eksploatacji zmienia się kształt obwiedni rms szumu Barkhausena, rys. 15.



Rys. 15. Obwiednie rms szumu Barkhausena z krawędzi natarcia łopatek szlifowanych po różnych czasach eksploatacji

Na rysunku 16 przedstawiono amplitudę wyznaczoną z obwiedni szumu Barkhausena. Wartości amplitudy szumu Barkhausena po szlifowaniu dla 26 400 oraz 36 100 godzin pozostają na podobnym poziomie. Dla próbki po okresie eksploatacji 39 800 godzin sygnał szumu Barkhausena wzrasta, natomiast po 60 800 godzin ponownie maleje. Inną tendencję zmian amplitudy zaobserwowano dla pomiarów z zendrą. Początkowo sygnał Barkhausena maleje, natomiast po przekroczeniu 39 800 godzin pracy turbiny wzrasta.

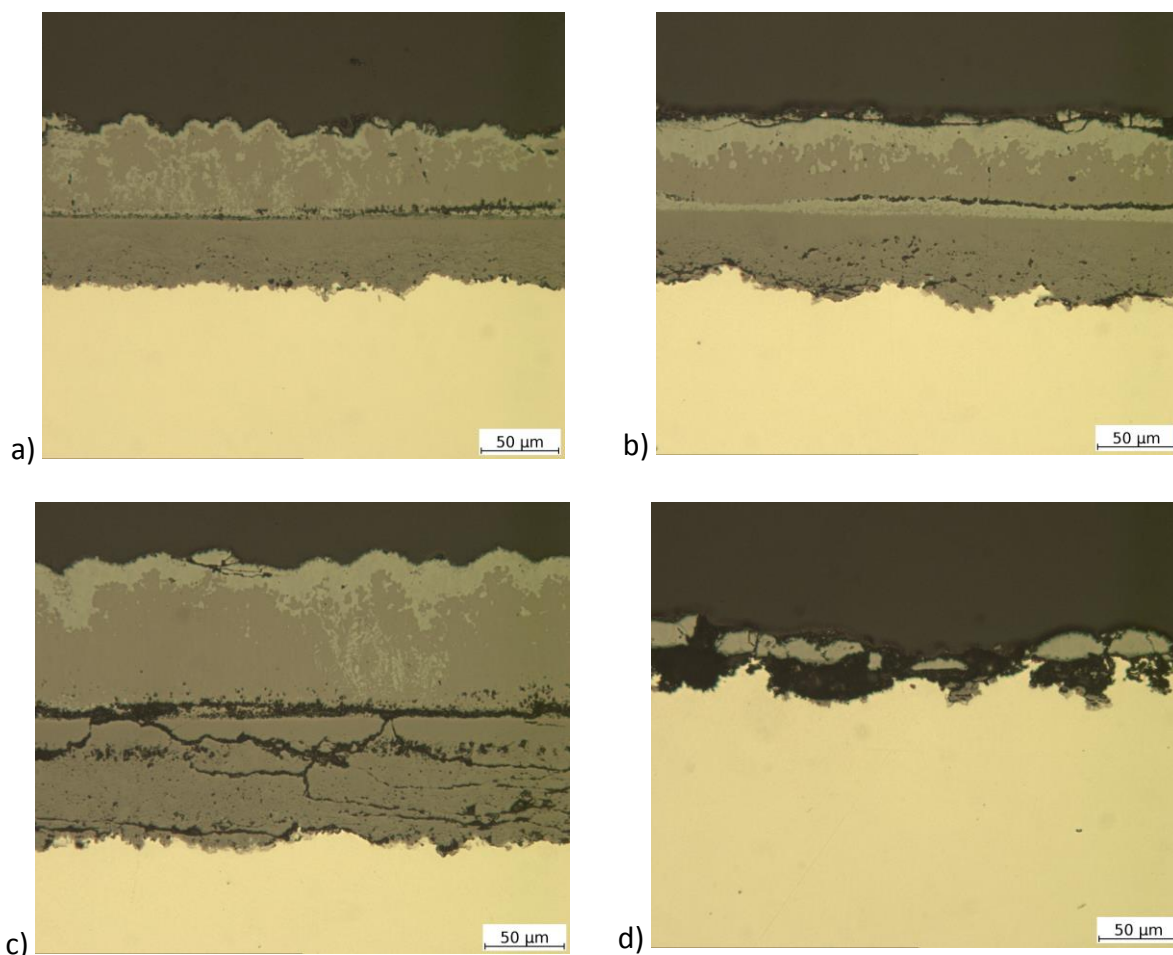


Rys. 16. Wartości amplitudy szumu Barkhausena z krawędzi natarcia łopatek turbiny

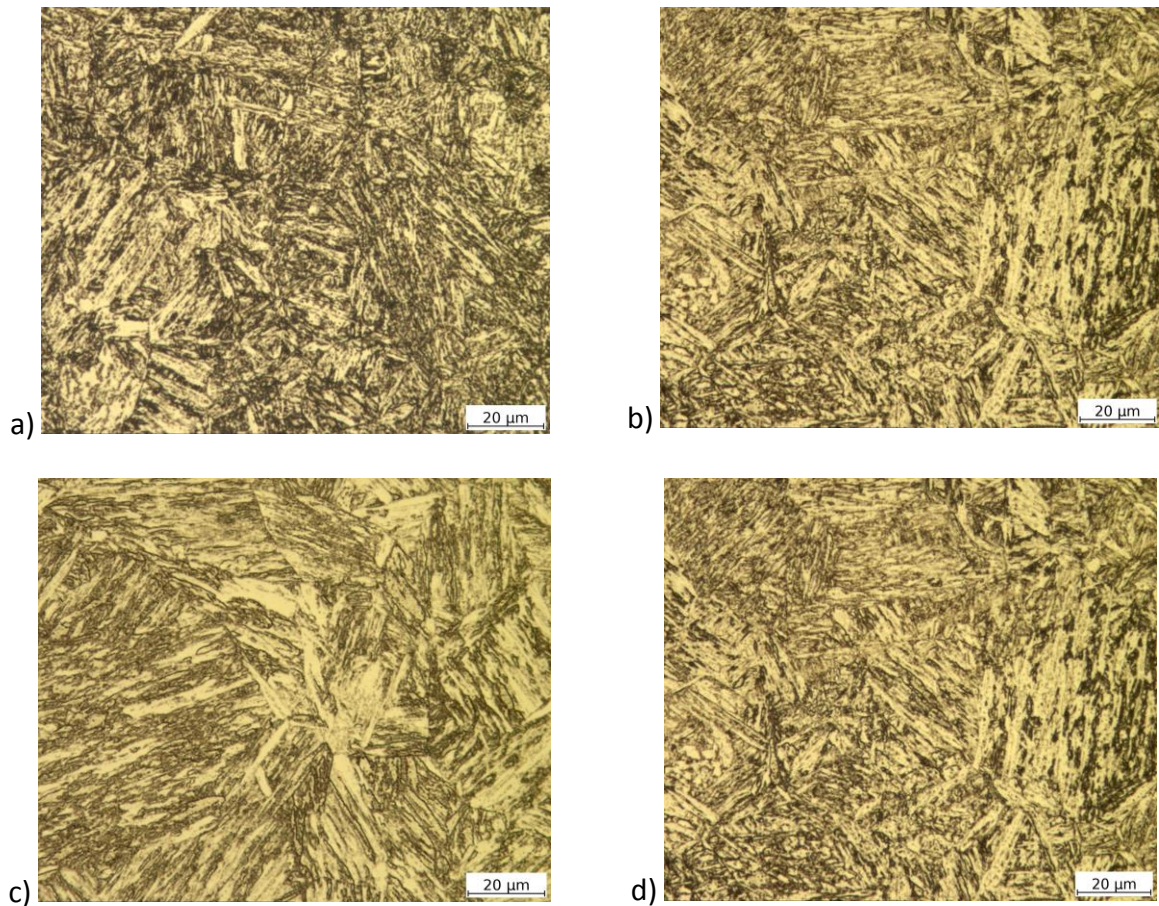
Zmiany amplitudy sygnału szumu Barkhausena można starać się interpretować za pomocą badania mikrostruktury, które wykonano na mikroskopie optycznym Olympus PMG3 w stanie nietrawionym oraz trawionym odczynnikiem o następującym składzie chemicznym: 1g kwasu pikrynowego, 10 cm³ HNO₃, 10 cm³ HCl oraz 80 ml alkoholu etylowego.

Badania metalograficzne wykazały występowanie powłoki ochronnej, rys.17. W przypadku pomiarów z warstwą utlenioną wartości amplitudy szumu Barkhausena obniżają się wraz ze wzrostem grubości zendry. Dla łopatek o czasie eksploatacji 26 400, 39 800 i 36 100 godzin, średnia grubość warstwy utlenionej wynosiła odpowiednio 54 μm, 57 μm oraz 92 μm, natomiast grubość zendry wraz z powłoką ochronną 104 μm, 117 μm oraz 158 μm. W łopatkę po 60 800 godzinach pracy warstwa utleniona oraz powłoka ochronna uległa zniszczeniu. Sygnał napięciowy szumu Barkhausena tej łopatki jest wyższy, ponieważ nie został on wytłumiony przez zendrę i powłokę ochronną.

Łopatki charakteryzują się mikrostrukturą martenzytu odpuszczonego, która uległa widocznym zmianom podczas eksploatacji, rys. 18. Ewolucja struktury powodowała zmiany twardości HV1, która wynosiła odpowiednio 304 HV1, 271 HV1, 278 HV1 oraz 270 HV1 dla narastających czasów eksploatacji. Dokładniejsza interpretacja degradacji mikrostruktury będzie możliwa przy wykorzystaniu elektronowego mikroskopu skaningowego.



Rys. 17. Dokumentacja fotograficzna warstwy utlenionej łopatek turbiny po różnych czasach eksploatacji: a) 26 400 h, b) 36 100 h, c) 39 800 h, d) 60 800 h; pow. 200×



Rys. 18. Mikrostruktura łopatek turbiny po różnych czasach eksploatacji: a) 26 400 h, b) 36 100 h, c) 39 800 h, d) 60 800 h; pow. 500×

5. Podsumowanie

5.1. Uwagi podsumowujące dotyczące systemu DIC

Metodę cyfrowej korelacji obrazu można stosować do badań próbek gładkich, jak i zawierających karby oraz innego rodzaju koncentratorów naprężenia. Umożliwia ona wskazywanie stref uszkodzenia aż do całkowitego rozerwania próbki. Pozwala ocenić wzajemny wpływ obszarów odkształcenia wynikających z obecności wszelkich rodzajów defektów sztucznie wprowadzonych lub istniejących w badanym materiale.

Dzięki technice DIC można łatwo określić takie właściwości mechaniczne, jak moduł Younga, granica proporcjonalności, granica sprężystości, granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie. Może być ona również wykorzystywana do monitorowania postępu deformacji i rozwoju uszkodzenia podczas testów zmęczeniowych, zwłaszcza przy identyfikacji miejsc inicjacji pęknięć i ich dalszej propagacji.

Ze względu na ograniczoną dokładność metody w zakresie monitorowania uszkodzeń, szczególnie we wczesnych etapach rozwoju procesu zmęczeniowego, system DIC jest uważany za mniej odpowiedni do kontroli uszkodzeń niż ESPI, zwłaszcza w badaniach laboratoryjnych.

Główne zalety i wady techniki DIC wyszczególniono w poniższej tabeli.

Zalety	Wady
Bezkontaktowy pomiar składowych przemieszczenia	Dość niska rozdzielczość pomiarowa w zestawieniu z innymi technikami optycznymi
Powierzchniowe mapy przemieszczenia i odkształcenia w testach statycznych oraz zmęczeniowych	Konieczność specjalnego przygotowania powierzchni próbki przed badaniem (naniesienie specjalnego kontrastu)
Duży zakres zastosowania rozpoczynający się od skali nano do większych	Wysoka czasochłonność obliczeń w trybie precyzyjnym
Wyznaczanie charakterystyki materiału i parametrów mechanicznych: E , $R_{e/0.2}$, R_m	W przypadku małych próbek konieczność użycia dodatkowego oświetlenia
Wyznaczanie przemieszczenia i odkształcenia w dowolnym obszarze strefy pomiarowej	Konieczność pozycjonowania elementów systemu zgodnie z tabelą techniczną ustawień urządzenia
Możliwość wykorzystania tensometrów wirtualnych w postaci dwóch punktów dowolnie rozmieszczonych	
Możliwość wykonywania badań na rzeczywistych obiektach w terenie	

5.2. Uwagi podsumowujące dotyczące systemu ESPI

System ESPI, podobnie jak DIC, zapewnia bezkontaktowy pomiar rozkładów składowych przemieszczenia i odkształcenia w trzech wzajemnie prostopadłych kierunkach. Dzięki dużej rozdzielczości i czułości umożliwia uzyskiwanie wyników o wysokiej dokładności.

Jest to doskonale narzędzie do tworzenia map i przestrzennych obrazów rozkładów przemieszczenia i odkształcenia w całym polu pomiarowym próbki, określania profili zmian wartości składowych przemieszczenia i odkształcenia wzdłuż dowolnych przekrojów oraz wyznaczania wartości średnich, minimalnych i maksymalnych dla dowolnego punktu, przekroju lub obszaru w obrębie ramki obliczeniowej. Możliwe jest wyznaczenie modułu sprężystości dla zadanej wartości naprężenia osiowego i średniej wartości odkształcenia wzdłużnego oraz wyznaczenie współczynnika Poissona z obliczonych średnich wartości odkształcenia wzdłużnego i odkształcenia poprzecznego dla zdefiniowanego punktu, przekroju lub obszaru na powierzchni próbki.

Potencjał badawczy techniki ESPI w zakresie pomiaru rozkładów przemieszczenia i odkształcenia obejmuje wyznaczanie rozkładów niejednorodności tych wielkości w całym obszarze pomiarowym próbki oraz precyzyjną ocenę warunków brzegowych obciążenia próbki, a także identyfikację właściwości sprężystych w całym polu pomiarowym próbki i ich zależność od kierunku przyłożonego obciążenia.

Ponadto, system umożliwia monitorowanie zmian stanu odkształcenia i naprężenia pod wpływem obciążeń cyklicznych wywołujących zmęczenie materiału i właśnie w tym zakresie dzięki ESPI bardzo posunęły się naprzód prace w kierunku pełniejszego zrozumienia złożonych mechanizmów zjawiska zmęczenia.

Są również słabsze strony systemu, a mianowicie jest to aparatura wrażliwa na warunki, w których przeprowadzane są badania. Nawet niewielkie przemieszczenia uchwytu, czy zewnętrzne zakłócenia są w stanie zaburzyć pomiar. Stąd też prowadzenie badań przy użyciu

systemu ESPI wymaga dużego doświadczenia i odpowiednich umiejętności ze strony użytkownika.

Kolejna niedogodność to ograniczenie użytkowania do pomieszczeń laboratoryjnych. Sporym problemem jest wykorzystywanie systemu w sprzężeniu z hydraulicznymi maszynami wytrzymałościowymi ze względu na drgania powstające w wyniku obiegu oleju w układach tych maszyn. Problem ten znika przy prowadzeniu badań na maszynach o napędzie kinematycznym.

5.3. Uwagi podsumowujące dotyczące technik magnetycznych

Metoda szumu Barkhausena jest czuła na zmiany zachodzące w materiale łopatek turbin wskutek zachodzącej w nich degradacji wynikającej z eksploatacji. Badania pozwoliły zaobserwować obniżenie poziomu sygnału Barkhausena ocenianego w sąsiedztwie uszkodzeń na krawędzi spływu łopatek. Najniższą amplitudę szumu Barkhausena wykazywały te próbki, w których kumulował się efekt degradacji strukturalnej ze zmianą stanu naprężenia wokół ubytków materiału piór łopatek.

Otrzymane wyniki wskazują dodatkowo, że sumaryczna grubość zendry i powłoki ochronnej miała znaczny wpływ na wartość sygnału Barkhausena.

Wymienione fakty wskazują, że metoda może w przyszłości stanowić technikę uzupełniającą metody aktualnie stosowane lub wręcz pełnić rolę alternatywnego sposobu oceny stopnia degradacji komponentów pracujących w urządzeniach wykorzystywanych w przemyśle energetycznym. Na obecnym etapie potrzebne są jednak dalsze prace badawczo-rozwojowe, obejmujące pomiary magnetyczne i badania zmian mikrostruktury dla znacznie większej liczby elementów konstrukcyjnych.

Sporą niedogodnością technik magnetycznych jest ich ograniczona stosowalność ze względu na rodzaj materiału, a mianowicie, skuteczne są przede wszystkim dla materiałów ferromagnetycznych.

Literatura

1. TRAMPCZYŃSKI W., KOWALEWSKI Z.L., *A tension-torsion testing technique*. Proc. Symp. Techniques for multiaxial creep testing, Elsevier Applied Science, London and New York, 79-92, 1986.
2. DIETRICH L., KOWALEWSKI Z.L., *Experimental investigation of an anisotropy in copper subjected to predeformation due to constant and monotonic loadings*. International Journal of Plasticity 13: 87-109, 1997.
3. HAYHURST D.R., *Creep rupture under multi-axial states of stress*. J. Mech.Phys.Solids 20: 381-390, 1972.
4. KOWALEWSKI Z.L., *Biaxial creep study of copper on the basis of isochronous creep surfaces*. Arch. Mech. 48: 89-109, 1996.
5. KOWALEWSKI Z.L., *Isochronous creep rupture loci for metals under biaxial stress*. Journal of Strain Analysis for Engineering Design 39: 581-593, 2004.
6. LIN J., KOWALEWSKI Z.L., CAO J., *Creep Rupture of Copper and Aluminium Alloy under Combined Loadings - Experiments and Their Various Descriptions*. International Journal of Mechanical Sciences 47: 1038-1058, 2005.
7. KOWALEWSKI Z.L., SZELAŻEK J., MACKIEWICZ S., PIETRZAK K., AUGUSTYNIAK B., *Evaluation of damage development in steels subjected to exploitation loading - destructive and nondestructive techniques*. Journal of Multiscale Modeling 1: 479-499, 2009.
8. PIOTROWSKI L., CHMIELEWSKI M., KOWALEWSKI Z., *On the application of magnetoelastic properties measurements for plastic level determination in martensitic steels*, Journal of Electrical Engineering-Elektrotechnicky Casopis, ISSN: 1335-3632, Vol.69, No.6, 502-506, 2018

9. MAKOWSKA K., PIOTROWSKI L., KOWALEWSKI Z.L., *Prediction of the mechanical properties of P91 steel by means of magneto-acoustic emission and acoustic birefringence*, J. Nondestruct. Eval, 36-43, 2017.
10. PIOTROWSKI L., AUGUSTYNIAK B., CHMIELEWSKI M., KOWALEWSKI Z.L., *Multiparameter analysis of the Barkhausen noise signal and its application for the assessment of a plastic deformation level in the 13HMF grade steel*. Measurement Science and Technology 21: 115702-1-7, 2010.
11. PIOTROWSKI L., AUGUSTYNIAK B., CHMIELEWSKI M., KOWALEWSKI Z.L., *Possibility of application of magnetoacoustic emission for the assessment of plastic deformation level in ferrous materials*. IEEE Transactions on Magnetics 47: 2087-2092, 2011.
12. SABLİK M.J., AUGUSTYNIAK B., Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering, ed. J.G. Webster, J. Wiley&Sons, New York, 1999.
13. KOWALEWSKI Z.L., SZYMCZAK T., MAKOWSKA K., AUGUSTYNIAK B., *A role of destructive and non-destructive tests in creep damage identification*, Key Engineering Materials, vols. 488-489, 315-318, 2012.
14. KOWALEWSKI Z.L., *Thermo-creep damage in Cu/Al alloys, chapter in: Encyklopedia of Thermal Stresses*, Ed. R. Hetnarski, Springer, vol.10, pp. 5558-5566, 2014.
15. KOWALEWSKI Z.L., *Methods for Creep Rupture Analysis – Previous Attempts and New Challenges*, rozdział: From Creep Damage Mechanics to Homogenization Methods, Springer, Eds: Altenbach H., Matsuda T., Okumura D., 163-198, 2015.
16. KOWALEWSKI Z.L., GRZYWNA P., KUKLA D., *Experimental attempts for creep and fatigue damage analysis of materials – state of the art and new challenges*, Advances in Mechanics: Theoretical, Computational and Interdisciplinary Issues, Eds: M. Kleiber et al., CRC Press/Balkema, Taylor&Francis Group, London 2016, ISBN 978-1-138-02906-4, pp. 17-25, 2016
17. USTRZYCKA A., MRÓZ Z., KOWALEWSKI Z.L., KUCHARSKI S., *Analysis of fatigue crack initiation in cyclic microplasticity regime*, International Journal of Fatigue, ISSN: 0142-1123, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105342, pp.1-15, 2019
18. CHU T.C., RANSON W.F., SUTTON M.A, PETERS W.H., *Application of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics*, Experimental Mechanics, 25(3), 232-244, 1985.
19. Instrukcja obsługi systemu ARAMIS 4M firmy GOM.
20. SZYMCZAK T., *Investigations of material behaviour under monotonic tension using a digital image correlation system*, Journal of Theoretical and Applied Mechanics, Vol. 56, No. 3, 857-871, 2018.
21. DIETRICH L., GRZYWNA P., KUKLA D.: *Wykorzystanie metod optycznych do lokalizacji uszkodzeń zmęczeniowych*, Przegląd Spawalnictwa 13, 15-18, 2012.
22. KOWALEWSKI Z.L., DIETRICH L., KOPEĆ M., SZYMCZAK T., GRZYWNA P., *Nowoczesne Systemy Optyczne w Badaniach Mechanicznych – Budowa, Działanie, Zastosowania*, Mat. Konf XXII Seminarium Szkoleniowego, Zakopane 16-18 marca 2016, pp. 5-36, 2016.
23. SZYMCZAK T., GRZYWNA P., KOWALEWSKI Z.L.: *Nowoczesne metody określania wytrzymałościowych właściwości materiałów konstrukcyjnych*, Transport Samochodowy 1, 79-104, 2013.
24. GRZYWNA P., KUKLA D., KOWALEWSKI Z.L., KOPEĆ M., WYSZKOWSKI M., *Zastosowanie elektronicznej interferometrii plamkowej do lokalizacji uszkodzeń zmęczeniowych*, Mat. Konf. XXIII Seminarium NIENISZCZĄCE BADANIA MATERIAŁÓW, 171-188, Zakopane, 15-17 marca 2017.

25. KOPEĆ M., GRZYWNA P., KUKLA D., KOWALEWSKI Z., *Evaluation of the fatigue damage development using ESPI method*, INŻYNIERIA MATERIAŁOWA 4(212), pp. 201-205, 2016.
26. JILES D.: *Introduction to magnetism and magnetic materials*, Taylor and Francis Group, New York, 1998.
27. MITRA A., MOHOPATRA J.N., SWAMINATHAN J., GHOSH M., PANDA A.K., GHOSH R.N.: *Magnetic evaluation of creep in modified 9Cr-1Mo steel*, Scripta Materialia, Vol. 57, No. 9, 813-816, 2007.
28. MOHOPATRA J.N., RAY A.K., SWAMINATHAN J., MITRA A.: *Creep behavior study of virgin and service exposed 5Cr-0.5Mo steel using magnetic Barkhausen emissions technique*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 320, No. 18, 2284-2290, 2008.
29. MAKOWSKA K., KOWALEWSKI Z.L., AUGUSTYNIAK B., PIOTROWSKI L.: *Determination of mechanical properties of P91 steel by means of magnetic Barkhausen emission*, Journal of Theoretical and Applied Mechanics, Vol. 52, Nr 1, 181-188, 2014.
30. PALMA E.S., JÚNIOR Á.A., MANSUR T.R., PINTO J.M.A.: *Fatigue damage in AISI/SAE 8620 steel*, Proceedings of COBEM 2003, 17th International Congress of Mechanical Engineering, 10-14 November, São Paulo, Brazil, 2003.
31. PALIT SAGAR S., PARIDA N., DAS S., DOBMANN G., BHATTACHARYA D.K.: *Magnetic Barkhausen emission to evaluate fatigue damage in a low carbon structural steel*, International Journal of Fatigue, Vol. 27, No. 3, 317-322, 2005.
32. STUPAKOV O., PAL'A J., TOMÁŠ I., BYDŽOVSKÝ J., NOVÁK V.: *Investigation of magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel*, Elsevier Science, Vol. 462, No. 1-2, 351-354, 2007.
33. PIOTROWSKI L., AUGUSTYNIAK B., CHMIELEWSKI M., TOMÁŠ I.: *The influence of plastic deformation on magnetoacoustic properties of CSN12021 grade steel*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 321, 2331-2335, 2009.
34. MAKOWSKA K.: *Metodyka oceny stanu uszkodzenia materiałów poddawanych laboratoryjnie symulowanym obciążeniom eksploatacyjnym*, Praca doktorska, Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, 2014.
35. MAKOWSKA K., KOWALEWSKI Z.L.: *Możliwości wykorzystania szumu Barkhausena do oceny mikrostruktury i właściwości mechanicznych materiałów*, Energetyka; Problemy energetyki i gospodarki paliwowo-energetycznej, Vol. 736, No. 10, 664-667, 2015.