

OCENA STOPNIA USZKODZENIA EKSPLOATACYJNEGO MATERIAŁU RUROCIĄGU PAROWEGO NA PODSTAWIE ANALIZY ZMIAN WŁAŚCIWOŚCI ZMĘCZENIOWYCH I MIKROSTRUKTURY

Dominik KUKLA*, Lech DIETRICH*, Marcin CIESIELSKI**

*Instytut Podstawowych Problemów Techniki Polskiej Akademii Nauk, ul. Pawińskiego 5B, 02-106 Warszawa

**Wydział Inżynierii Materiałowej, Politechnika Warszawska, ul. Wołoska 141, 02-507 Warszawa

dkukla@ippt.gov.pl, ldietr@ippt.gov.pl, m.ciesielski@inmat.pw.edu.pl

Streszczenie: W pracy dokonano oceny stopnia uszkodzenia eksploatacyjnego materiału próbek z elementów rurociągów pary wtórnie przegrzanej po 100 000 godzin pracy na podstawie zmian właściwości zmęczeniowych oraz zmian mikrostruktury. Dokonano testów zmęczenia wysoko-cyklowego dla zmiennej amplitudy naprężenia z uwzględnieniem rozwoju odkształceń średnich i niesprężystych. Na tej podstawie opracowano parametry opisujące stopień zniszczenia materiału pod wpływem obciążeń cyklicznych dla próbek w stanie przed i po eksploatacji. Analiza porównawcza wyznaczonych współczynników pozwala oszacować procentowy stopień degradacji materiału próbek eksploatowanych. Wykonano badania metalograficzne z wykorzystaniem Elektronowej Mikroskopii Skaningowej, na podstawie których scharakteryzowano mikrostrukturalne zmiany wynikające z długotrwałej pracy w warunkach eksploatacji rurociągów energetycznych.

1. WPROWADZENIE

Bezpieczeństwo pracy elementów instalacji energetycznych pracujących w warunkach wysokiej temperatury oraz ciśnienia wymaga monitorowania rozwoju procesów degradacji mikrostruktury i właściwości mechanicznych. W tym celu opracowywanych jest szereg procedur i metod ilościowego opisu stopnia uszkodzenia na podstawie zmian twardości, wytrzymałości (zmęczeniowej i na pełzanie), właściwości elektrycznych, magnetycznych, wsp. tłumienia fal ultradźwiękowych (Dobrzański i inni, 2007; Paradowski i inni, 2007), itd. Inne techniki opierają się o badania mikrostrukturalne połączone z analizą składu fazowego i chemicznego (Dobrzański, 2003).

Warunki pracy bloków energetycznych eksploatowanych w polskiej energetyce wymagają określonych właściwości, takich jak żarowytrzymałość, jakie od kilku lat z powodzeniem spełniają stale niskostopowe, takie jak 13HM, 15HM czy 10H2M. Parametry pracy jakie panują m. in. w elementach rurociągów pary przegrzanej (temperatura 540 – 560°C przy ciśnieniu 18-25 MPa) istotnie wpływają na dynamikę rozwoju procesów degradacji mikrostruktury i właściwości tych elementów. Dlatego też konieczne jest monitorowanie tych procesów, w celu za-

pewnienia bezpiecznej eksploatacji instalacji energetycznych. W tym obszarze istotnym zagadnieniem jest możliwość ilościowego opisu stopnia uszkodzenia elementu konstrukcji poprzez np. określenie trwałości resztkowej. W niniejszej pracy dokonano oceny rozwoju procesów niszczenia na podstawie zmian właściwości zmęczeniowych oraz zmian mikrostruktury po 100 000 godzin pracy w warunkach pracy pary wtórnie przegrzanej (temp. 540°C). Na tej podstawie wyznaczono współczynniki stopnia uszkodzenia eksploatacyjnego.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

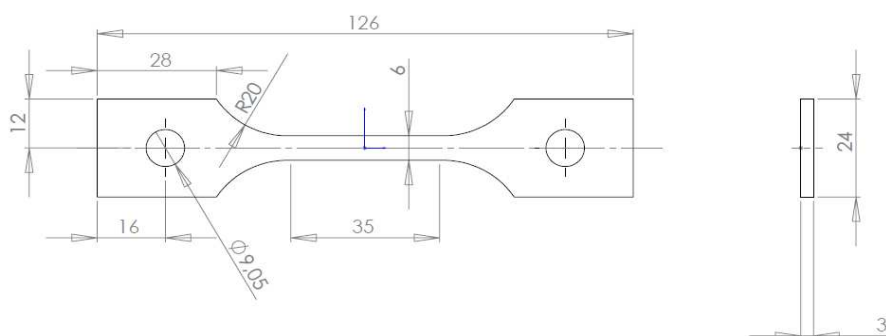
W pracy przeprowadzono badania materiału pobranego z dwóch rurociągów ze stali 13 HMF. Jeden z wycinków pochodził z elementu rurociągu o średnicy 500 mm eksploatowanego w instalacji pary wtórnie przegrzanej (temp. 540°C) w czasie 100 000h. Drugi element pochodził z elementu rurociągu w stanie dostawy, o tej samej średnicy. Wycinki obu elementów poddano badaniom składu chemicznego dla potwierdzenia zgodności ze składem normowym. Wyniki przedstawiono w Tab. 1.

Tab. 1. Skład chemiczny badanej stali oraz skład wg. PN

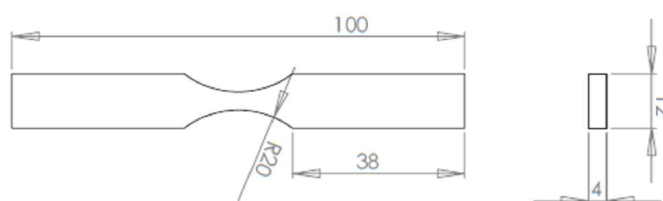
	C	Al	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V
Stan 0	---	---	0,26	0,01	0,01	0,51	---	0,38	0,57	---	0,26
Stan 100 000	0,14	---	0,19	0,02	0,01	0,44	---	0,44	0,62	---	0,29
PN-75/H-84024	0,1÷0,18	<0,02	0,15÷0,35	<0,04	<0,04	0,4÷0,7	<0,3	0,3÷0,6	0,5÷0,65	<0,25	0,22÷0,35

2.1. Testy wytrzymałościowe i zmęczeniowe

Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono w temp. pokojowej przy użyciu statycznej, elektromechanicznej maszyny wytrzymałościowej ZWICK/Roell Z250. Pomiaru odkształceń dokonano przy użyciu elektromechanicznego ekstensometru wysokotemperaturowego firmy MAYTEC. Badania przeprowadzenia na specjalnie zaprojektowanych próbkach, których wymiary i kształt przedstawiono na Rys. 1.



Rys. 1. Kształt i wymiary próbki do statycznej próby rozciągania



Rys. 2. Kształt i wymiary próbki do prób zmęczeniowych

2.2. Badania mikrostrukturalne

Badania za pomocą mikroskopu świetlnego oraz skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM) wykonano na zglądach metalograficznych trawionych odczynnikiem Nital 4% wg PN CR 12361:2000. Badania mikrostruktury miały charakter jakościowy.

3. WYNIKI

Dla próbek po 100 tys. godz. eksploatacji nastąpił niewielki spadek wytrzymałości (R_m) przy jednoczesnym zwiększeniu wydłużenia do zerwania (A_c) i przewężenia (Z). Wyniki wartości średnich z trzech prób zamieszczono w Tab. 2.

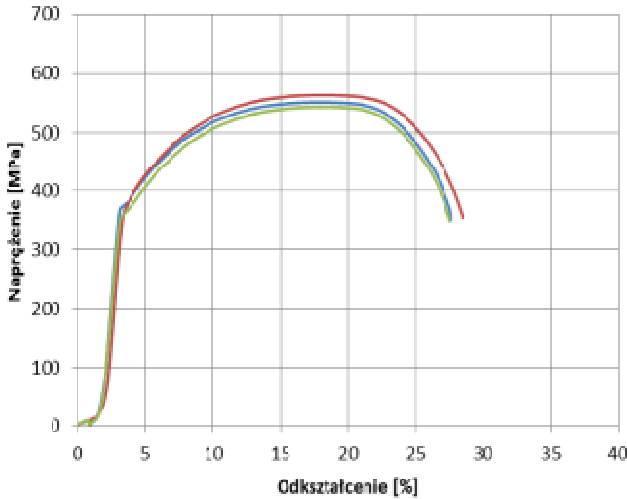
Tab. 2. Wyniki prób wytrzymałościowych w temp. pokojowej

Wycinek rury	Kierunek wycięcia próbek	Próbka	Umowna granica plastyczności i $R_{0,2}$ [MPa]	Umowna granica plastyczności i R_{eH} [MPa]	Umowna granica plastyczności i R_{eL} [MPa]	Wytrzymałość na rozciąganie R_m [MPa]	Odształcenie A_c [%]	Przewężenie Z [%]
Stan 0	Styczny (prostopadły do osi rury)	średnia	-	364	357	552	20,3	62,9
	Osiowy (równoległy do osi rury)	średnia	361	-	-	552	23,3	68,3
Stan 100 000	Styczny (prostopadły do osi rury)	średnia	-	390	347	509	24,6	68,0
	Osiowy (równoległy do osi rury)	średnia	-	373	334	500	26,1	67,5
PN-75/H84024			≥ 365			490÷690	≥ 18	≥ 50

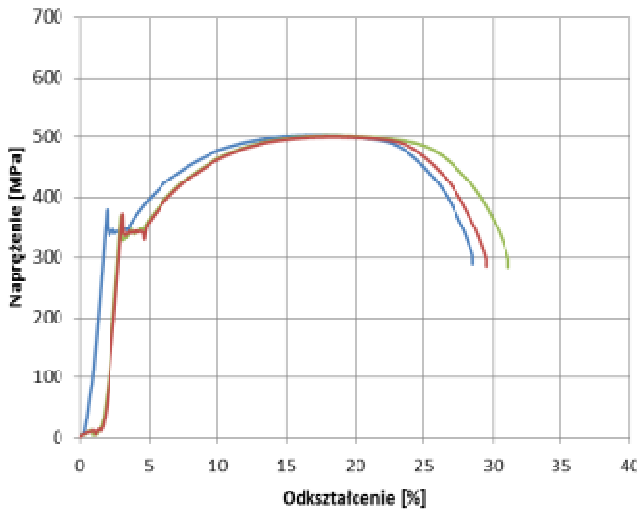
W odniesieniu do wartości wytrzymałościowych rekomendowanych przez normę PN-75 H-84024 wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie do zerwania oraz przewężenie dla obu stanów materiału mieszczą się w zdefiniowanych zakresach.

Wybrane wyniki statycznej próby rozciągania w temp. pokojowej w postaci wykresów wytrzymałości w funkcji odkształcenia przedstawiono na Rys. 3 .

a) Stan 0 h



b) Stan 100 000 h

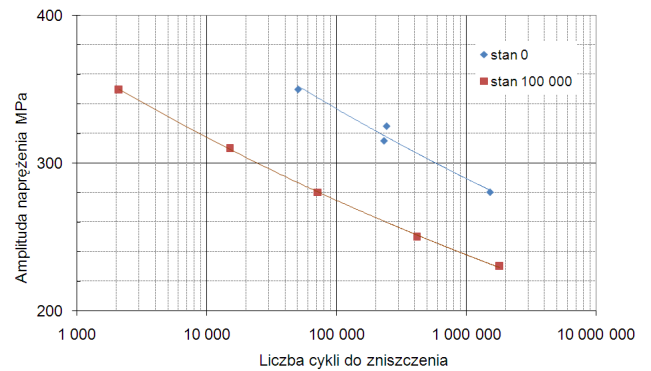


Rys. 3. Krzywe rozciągania w statycznej próbie dla próbek: a) w stanie dostawy oraz b) po 100 000 h eksploatacji

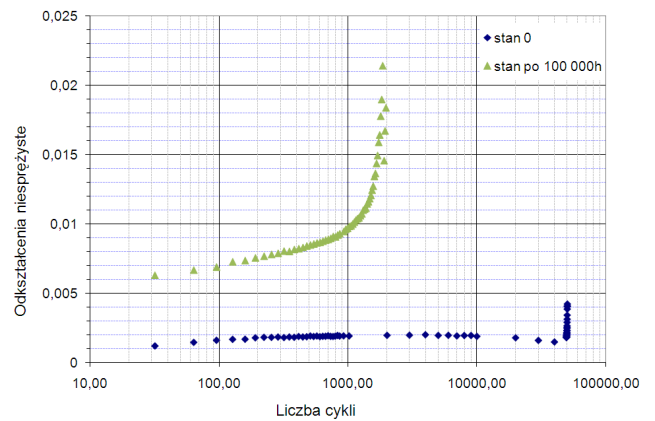
Na podstawie wyznaczonej w próbie rozciągania wartości umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ określono zakres obciążeń zmęczeniowych. Badania zmęczeniowe przeprowadzono w zakresie amplitudy naprężeń od 230 MPa do 400 MPa. Na podstawie uzyskanych wyników opracowano poglądowe krzywe Wöhlera dla próbek z materiału nieeksploatowanego oraz po 100 000 h eksploatacji. Krzywe pokazano na Rys. 4.

Na podstawie opracowanych krzywych można oszacować znaczne (ok. 20%) obniżenie parametru granicznej wytrzymałości zmęczeniowej w przypadku serii próbek po eksploatacji. Jednak degradacja właściwości opisana za pomocą testów zmęczeniowych widoczna jest nie tylko w przebiegu krzywej Wöhlera, ale także w zmianie charakteru rozwoju odkształceń

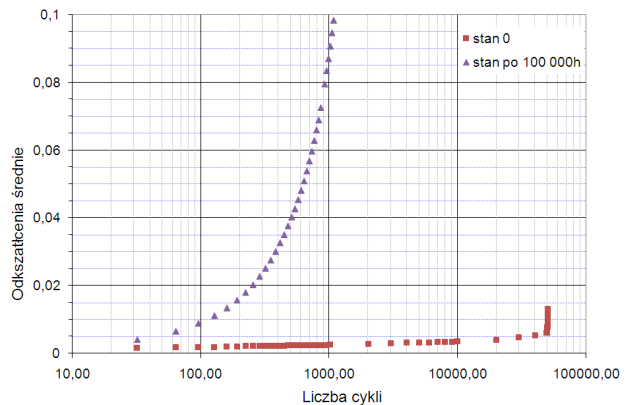
zarówno średnich jak i plastycznych. Dlatego też podjęto próbę sparametryzowania tych zmian.



Rys. 4. Krzywa Wöhlera dla próbek ze stali 13 HMF przed (stan 0) i po 105 h eksploatacji (stan 100 000)



Rys. 5. Zmiana odkształceń niesprężystych jako funkcja cykli obciążenia w próbkach ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji

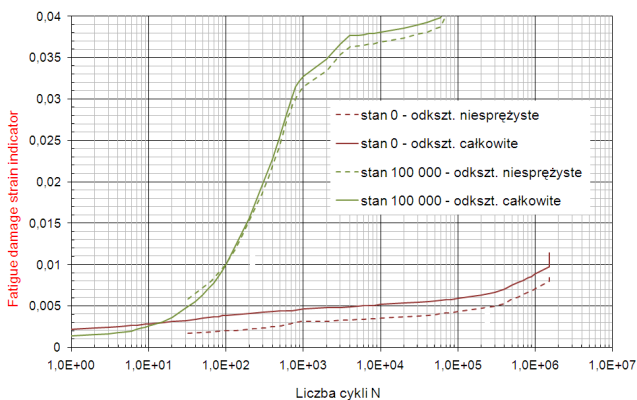


Rys. 6. Zmiana odkształceń średnich jako funkcja cykli obciążenia w próbkach ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji

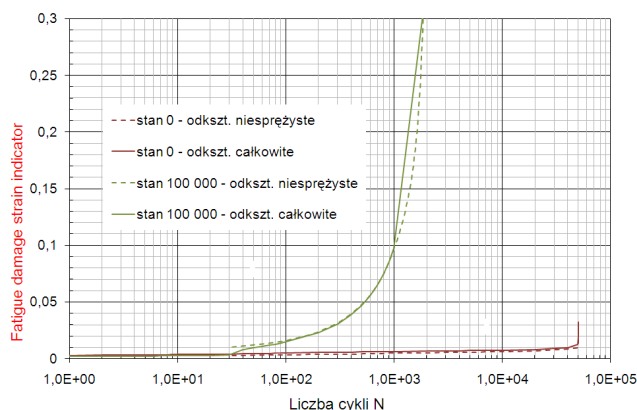
W celu określenia rozwoju uszkodzeń i sformułowania parametru określającego ten rozwój dokonano analizy zmian odpowiedzi materiału w odkształceniach w poszczególnych cyklach na wymuszenia cyklicznych zmian naprężania o różnych amplitudach. Zachowanie metali w zakresie zmęczenia wysoko cyklowego, a więc przy amplitudzie naprężenia poniżej granicy plastyczności materiału wiąże się z rozwojem

lokalnych odkształceń niesprężystych (plastycznych) oraz odkształceń średnich, które w uproszczeniu można kojarzyć z narastaniem makroskopowych odkształceń sprężystych w kolejnych cyklach, ale związanych z rozwijającymi się lokalnie (wskutek koncentracji naprężeń) odkształceniami plastycznymi, zwykle wokół pustek, wtrąceń niemetalicznych lub innych defektów mikrostruktury. Aby stwierdzić, który z powyższych mechanizmów ma wpływ na rozwój uszkodzeń zmęczeniowych (jak również eksploatacyjnych) opracowano krzywe zmian obu tych czynników w funkcji czasu wyrażonego liczbą cykli. Na Rys. 5 i 6 pokazano rozwój odkształceń niesprężystych i średnich dla amplitudy 350 MPa.

W większości przebadanych próbek rozwój uszkodzeń zmęczeniowych prowadzi do wzrostu odkształceń średnich, jak i plastycznych, jednak prędkość rozwoju zniszczenia jest znacznie większa w przypadku próbek po eksploatacji. Efekt ten jest uwidoczniiony na zestawieniu rozwoju odkształceń, zarówno plastycznych jak i średnich, dla próbek przed i po eksploatacji. Zmiany prędkości rozwoju tych zmian obrazują Rys. 7 i 8, gdzie przedstawiono je jako rozwój odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego (ϕ) zdefiniowanego wzorem (1), w funkcji liczby cykli dla dwóch wybranych wartości amplitudy naprężenia: 280 i 350 MPa.



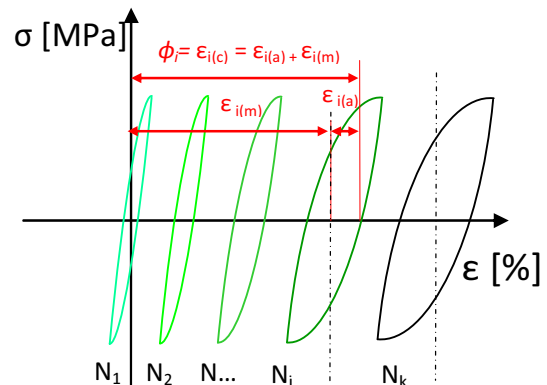
Rys. 7. Zmiany rozwoju odkształceń w czasie zmęczenia próbek ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 280 MPa



Rys. 8. Zmiany rozwoju odkształceń w czasie zmęczenia próbek ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 350 MPa

Na Rys. 9 przedstawiono schemat zmian zmęczeniowych pętli histerezy obrazujący zmiany odkształceń śred-

nich i amplitudy odkształceń w kolejnych cyklach zmęczenia próbek ze stali 13 HMF zarówno w stanie dostawy jak i po eksploatacji.



Rys. 9. Schemat zmian zmęczeniowych pętli histerezy

Schemat przedstawia także ideę wyznaczenia współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego (ϕ) zdefiniowanego wzorem

$$\phi_i = \epsilon_{i(m)} + \epsilon_{i(a)} \quad (1)$$

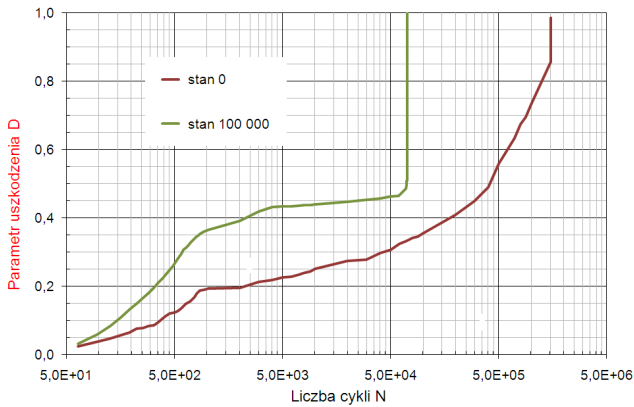
Na podstawie powyższych wykresów widać wyraźną różnicę w zachowaniu pod obciążeniem próbek z materiału eksploatawanego. Wysoki poziom odkształceń już w pierwszych cyklach obciążenia pod naprężeniem 280 i 350 MPa wskazuje na znaczące „zmęczenie eksploatacyjne” tego materiału. Doświadczalne wykresy zmian średniego odkształcenia w cyklu i amplitudy odkształcenia kolejnych cykli (plastyczne) dają podstawę oceny rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych oraz zdefiniowania parametru uszkodzeń zmęczeniowych. W przypadku badanych próbek ze stali 13 HMF za miarę uszkodzeń zmęczeniowych można przyjąć rozwój odkształceń niesprężystych a parametr uszkodzeń zmęczeniowych (Socha, 2004) zdefiniować zgodnie z zależnością:

$$D = \frac{\epsilon_c - (\epsilon_c)_{\min}}{(\epsilon_c)_{\max} - (\epsilon_c)_{\min}} \quad (2)$$

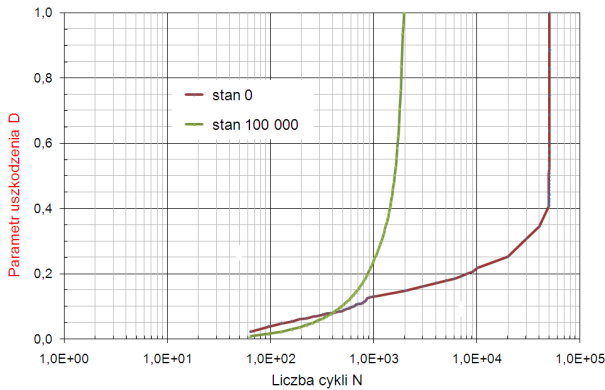
gdzie ϵ_c oznacza całkowitą wartość odkształceń w rozpatrywanym cyklu obciążenia, $(\epsilon_c)_{\min}$ oznacza wartość całkowitą odkształcenia w pierwszym cyklu na początku procesu rozwoju uszkodzeń, $(\epsilon_c)_{\max}$ oznacza wartość odkształcenia w ostatnim cyklu na końcu procesu rozwoju uszkodzeń. Wartość parametru uszkodzenia dla początku z definicji równa zero, a na końcu równa jedności.

Zmiany parametru uszkodzenia wyliczonego wg przedstawionych powyżej założeń został przedstawione jako funkcja czasu dla dwóch wartości amplitudy naprężeń na Rys. 10-11. Zmiany wyznaczonego parametru zniszczenia w przypadku próbek z materiału eksploatawanego wykazują szybszy rozwój (współczynnik kierunkowy krzywej) w porównaniu do próbek w stanie 0. Znacznie szybciej też osiągają krytyczną wartość parametru uszkodzenia określającą powstanie i propagację pęknięcia dominującego. W pewnych warunkach obciążenia, dla których szybkość rozwoju odkształceń jest podobna w pierwszym etapie zmęczenia, można próbować oszacować

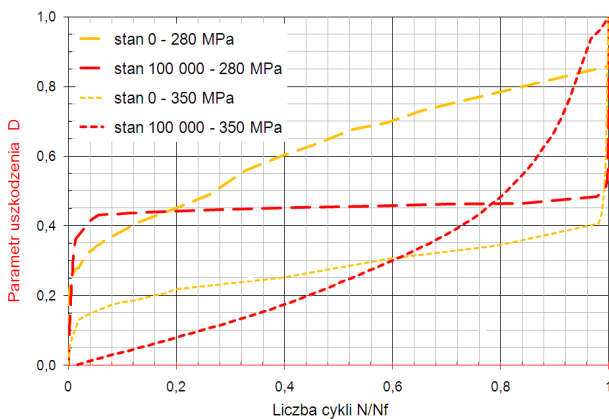
trwałość resztkową (Hernas i Dobrzański, 2003) na podstawie zmian w czasie osiągnięcia krytycznej wartości parametru zniszczenia związanego z propagacją pęknięcia i dekohezją próbki.



Rys. 10. Zmiany rozwoju parametru zniszczenia dla próbek ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 280 MPa



Rys. 11. Zmiany rozwoju parametru zniszczenia dla próbek ze stali 13 HMF przed i po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 350 MPa



Rys. 12. Rozwój parametru uszkodzenia dla dwóch wartości amplitudy w funkcji liczby cykli do zniszczenia

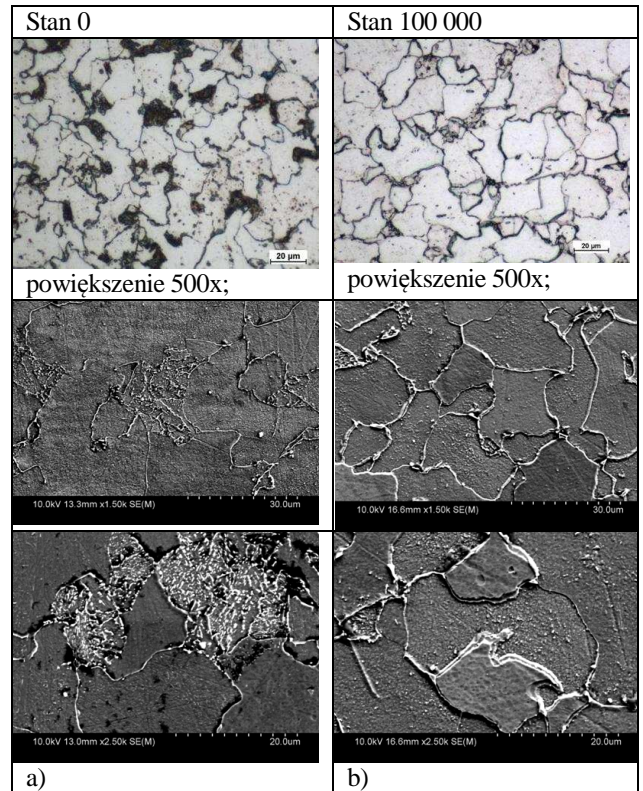
Na Rys. 12 pokazano rozwój parametru D jako funkcję unormowanej liczby cykli wyrażonej stosunkiem N/N_f , gdzie N oznacza kolejny cykl a N_f cykl ostatni (zniszczenie próbki).

Na tym wykresie widoczny jest bardzo szybki rozwój uszkodzenia zarówno dla próbki nowej jak eksploatowanej, dla której już w pierwszych cyklach obciążenia zmęczeniowego, parametr D osiąga wartość 40%.

Charakter rozwoju zniszczenia zmęczeniowego pokazany na Rys. 12 wskazuje na konieczność ograniczania liczby zatrzymań (technologicznych i remontowych) instalacji ponieważ determinują one trwałość poszczególnych jej elementów, a ich żywotność będzie największa przy ciągłej stabilnej pracy w warunkach obciążeń o stałej (i możliwie niskiej) amplitudzie.

W przypadku próbek po eksploatacji widać także zwiększony poziom odkształceń niesprężystych już od pierwszych cykli obciążenia (Rys. 3), które dla amplitudy 350 MPa rozwijają się bardzo szybko aż do zerwania próbki.

Wybrane wyniki badań mikrostrukturalnych w formie obrazów z mikroskopu świetlnego oraz SEM pokazano na Rys. 13. Do obserwacji przygotowano próbki pobrane z kilku miejsc każdego elementu.



Rys. 13. Mikrostruktura stali 13 HMF a) przed i b) po 100 000 godzinach eksploatacji

Na zdjęciach próbek ze stali w stanie 0 wykonanych na mikroskopie świetlnym widać strukturę ferrytyczno perlityczną z licznymi, drobnymi wydzieleniami węglowymi wewnątrz ziaren ferrytu. Po eksploatacji nastąpił całkowity rozpad perlitu i skutkiem tego zwiększył się udział węglików zlokalizowanych głównie na granicach ziaren. Nie stwierdzono obecności pustek na granicach, jakie z reguły są generowane pod wpływem eksploatacji w warunkach wysokiej temperatury i obciążeń mechanicznych.

Obserwacje SEM wycinków rur uzyskanych po eksploatacji potwierdziły występowanie istotnych zmian mikrostrukturalnych w stosunku do materiałów wyjściowych. W przypadku

ur po eksploatacji nastąpiła transformacja perlitu poprzez sferoidyzację i koalescencję płytek cementytu. Zaobserwowano również wyraźne wydzielenia węglików na granicach ziaren. Te twarde wtrącenia niemetaliczne, obok innych defektów mikrostruktury, jak pustki, są istotnym czynnikiem procesu rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych prowadzących do degradacji właściwości eksploatacyjnych.

4. WNIOSKI

Proces uszkodzenia próbek zarówno w stanie 0, ale przede wszystkim po eksploatacji, przebiega według dwóch mechanizmów. Pierwszym z nich jest mechanizm lokalnych deformacji wokół defektów mikrostruktury prowadzący do ratchetingu, typowego procesu aktywowanego obciążeniami cyklicznymi zachodzącego w metalach i stopach o dostatecznej gęstości wad mikrostrukturalnych powstałych w procesie wytwórczym, niezbędnej do uruchomienia lokalnych mechanizmów odkształceń wokół defektów w postaci pustek i wtrąceń niemetalicznych. Drugi mechanizm opisuje cykliczna plastyczność generowana mikropoślizgami poszczególnych ziaren i lokalnymi pasmami poślizgów. Zwiększanie się odkształceń niesprężystych w kolejnych cyklach jest związane ze zwiększaniem się amplitudy odkształceń i zmniejszaniem się granicy plastyczności w kolejnych cyklach.

Charakter rozwoju zniszczenia zmęczeniowego pokazany na Rys. 11 wskazuje, że największy jego rozwój przypada na początkowy okres procesu eksploatacji. Dlatego też istotne jest ograniczenie liczby zatrzymań instalacji ponieważ jej żywotność będzie największa przy ciągłej stabilnej pracy w warunkach obciążen o stałej (i możliwie niskiej) amplitudzie.

Zmiany mikrostruktury uwidocznione po procesie eksploatacji, które towarzyszą obniżeniu właściwości wytrzymałościowych elementów rurociągu wynikają z oddziaływania zarówno wysokiej temperatury w warunkach eksploatacji aktywującej procesy dyfuzyjne, ale też pod wpływem obciążeń mechanicznych.

LITERATURA

1. **Dobrzański J.** (2003), Procesy uszkodzeń wewnętrznych w niskostopowych stalach chromowo-molibdenowych pracujących pow. temp. granicznej, *Mat. X Sem N-T Badania materiałowe na potrzeby elektrowni i przemysłu energetycznego*, Zakopane.
2. **Dobrzański J., Krztoń H., Zieliński A.** (2007), Development of the precipitation processes in low-alloy Cr-Mo type steel for evolution of the material state after exceeding the assessed lifetime, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 23, Issue 2, 19-22.
3. **Hernas A., Dobrzański J.** (2003), *Trwałość i nieszczenie elementów kotłów i turbin parowych*, Wyd. Pol. Śląskiej.
4. **Paradowski K., Manaj W., Spychalski W. L., Zagórski A., Lublińska K., Kukla D., Płowiec J., Kurzydłowski K. J.** (2007), Research on possibilities of application of non-destructive testing in degradation evaluation of materials used in infrastructure working under the influence of aggressive hydrogen environment, *3rd Int. Conference on Environmental Degradation of Engineering Materials*, Gdańsk-Jastrzębia Góra, 276--283.
5. **Socha G.** (2004), Prediction of the fatigue life on the basis of damage progress rate curves, *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, No 4, 339-347.

EVALUATION OF STEAM PIPELINE MATERIAL DEGRADATION USING ANALYSIS OF MICROSTRUCTURE AND FATIGUE PROPERTIES CHANGES

Abstract: In this work damage evaluation of a steam pipeline material after exploitation was carried out with regard to changes in the material fatigue properties and microstructure. HCF tests were performed in the function of stress amplitude. Dynamic development of deformations were taken into consideration. On these basis, parameters describing the destruction degree of materials undergoing cyclic stress before and after exploitation were developed. Comparing studies of these parameters enable the estimation of percentage degradation degree of a material after exploitation. Based on the results, changes in microstructure caused by long-term exposition to exploitation conditions of energetic pipelines were characterized.

Pracę wykonano w ramach realizacji projektów badawczych nr N507 3295 36 i N501 0784 35 finansowanych ze środków MNiSW.