

Hanna PURZYŃSKA, Adam ZIELIŃSKI, Janusz DOBRZAŃSKI

Instytut Metalurgii Żelaza

Adam HERNAS

Politechnika Śląska

TRWAŁOŚĆ EKSPLOATACYJNA I ROZPORZĄDZALNA TRWAŁOŚĆ RESZTKOWA STALI T321H

Podstawowym celem prowadzonych badań stali T321H w stanie wyjściowym i po różnych czasach pracy było zbudowanie modelu umożliwiającego przewidywanie trwałości eksploatacyjnej materiału elementów części ciśnieniowej kotła po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania wykonanych z tej stali. W pracy wykonano badania pełzania stali austenitycznej T321H przeznaczonej na elementy kotłów o parametrach nadkrytycznych. Przeprowadzono badania właściwości wytrzymałościowych oraz analizę struktury badanej stali w stanie wyjściowym oraz po długotrwałej ekspozycji w warunkach pełzania (tzn. po ok. 200000 godzin pracy). Wykonane badania umożliwiły wstępne opracowanie klasyfikacji zmian mikrostruktury i rozwoju procesów wydzieleniowych. Zastosowana metodyka oraz uzyskane wyniki badań będą w przyszłości wykorzystane w budowaniu modeli umożliwiających przewidywanie trwałości eksploatacyjnej dla innych materiałów o strukturze austenitycznej.

Słowa kluczowe: struktura; właściwości mechaniczne, stal austenityczna T321H

THE LIFE TIME AND DISPOSABLE RESIDUAL LIFE OF T321H STEEL

The main purpose of testing T321H steel in its initial state and after different service times was to build a model to allow forecasting the lifetime of the material of boiler pressure section components made from this steel after long-term service under creep conditions. In this paper, creep tests of T321H austenitic steel for the elements of boilers with supercritical parameters were carried out. The investigations of mechanical properties and structure analysis of the tested steel in initial state and after long-term exposure to creep conditions (i.e. after approx. 20 000 h service) were performed. These tests enabled the preliminary elaboration of the classification of changes in microstructure and development of precipitation processes. In the future, the applied methodology and obtained test results will be used in building models to enable forecasting lifetime for other materials with austenitic structure.

Key words: Structure, mechanical properties, austenitic steel T321H

1. WPROWADZENIE

Rozwój technologii energetycznych jest ściśle związany z rozwojem inżynierii materiałowej. Podwyższenie sprawności energetycznej kotłów, związanej między innymi z ograniczeniem emisji szkodliwych substancji (CO_2 , NO_x , SO_2 , pyły), powoduje ciągły rozwój stali żarowytrzymałych i żaroodpornych, które sprostałyby stawianym im wysokim wymaganiom takim jak: wysoka czasowa wytrzymałość na pełzanie, stabilność mikrostruktury i właściwości mechanicznych, wysoka odporność na utlenianie w parze wodnej i na korozję wysokotemperaturową, opanowanie technologii spawania i gięcia.

Podwyższenie parametrów pracy pary kotłów energetycznych spowodowało wprowadzenie na rynek szeregu nowych materiałów. Do tych nowych materiałów należy zaliczyć: niskostopowe stale o strukturze bainityczno-martensytycznej (T23, T24), wysokostopowe stale martensytycznej z grupy 9÷12% Cr z mikrododatkami (T/P91, T/P92, VM12), stale o strukturze austenitycznej Cr-Ni z mikrododatkami (Super 304H, HR3C, Sanicro 25) oraz nadstopy niklu (Inconel 617,

740H)[1, 2]. Wzrost temperatury pracy pary do około 600÷620°C spowodował konieczność zastosowania stali austenitycznych w ilości około 17% masy wszystkich elementów ciśnieniowych [3]. Wiedza i doświadczenie w zakresie stosowania stali austenitycznych na elementy ciśnieniowe kotła jest niewielka. Stąd istotne staje się prowadzenie szeregu badań, dzięki którym zostanie zdobyta wiedza na temat rozwoju procesów degradacji struktury i właściwości. Jednocześnie nastąpiłoby poznanie związków przyczynowo-skutkowych związanych z trwałością elementów konstrukcyjnych wykonanych z tych stali podczas długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania. Pierwsze próby zastosowania stali austenitycznych w budowie kotłów na parametry nadkrytyczne podjęto w USA w latach 60. a do 1990 roku zbudowano łącznie 162 bloki energetyczne na podwyższone parametry [4]. W Polsce eksploatowane są obecnie 3 bloki, w których wykorzystana została na elementy węzownic przegrzewacza pary stal austenityczna i planuje się budowę kolejnych trzech kotłów na parametry nadkrytyczne (Elektrownie: PGE Opolo, ENEA Kozienice, Jaworzno III). Większość bloków energetycznych w Polsce pracuje przy niższych

parametrach pary a tym samym wykorzystywane do budowy takich kotłów są głównie materiały o osnowie ferrytycznej. Dla takich konwencjonalnych materiałów stworzone zostały odpowiednie kryteria degradacji służące do oceny przydatności do dalszej eksploatacji [5]. Dlatego w czasie szybkiego rozwoju w projektowaniu i budowie kotłów na parametry nadkrytyczne i ultranadkrytyczne niezwykle ważne staje się opracowanie kryteriów oceny stopnia degradacji stali austenitycznych analogicznych do opracowanych dla stali o osnowie ferrytycznej [6, 7]. Jak wskazują doświadczenia autorów pracy [2, 4, 5], do oceny stanu materiału należy stosować zespół metod, a o trwałości elementu decyduje jego najbardziej wyczerpane miejsce. Sposób wyznaczania trwałości resztkowej i resztkowej trwałości rozporządzalnej oraz związany z nimi stopień wyczerpania w korelacji ze zmianami obrazu struktury oraz stopniem rozwoju procesu wydzieleniowego węglików stanowi główne zagadnienie, którego rozwiązania podjęto się w tej pracy.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Materiałem do badań były wybrane wycinki węzownic przegrzewacza pary o średnicy zewnętrznej \varnothing 44 mm i grubości ścianki 7 mm ze stali T321H (wg ASTM) [5]. Wycinki pobrane zostały z amerykańskiej Elektrowni AMOS, która eksploatowana była od 1973 roku i dostarczone przez Energy Power Research Institute (EPRI) z USA. Wycinki węzownic przegrzewacza pary eksploatowane były w zależności od stopnia przegrzewu w temperaturze pary od 540 do 560°C i przy ciśnieniu 25 MPa [9]. Nominalny skład chemiczny austenitycznej stali T321H w zestawieniu z innymi stalami austenitycznymi zestawiono w tabeli 1 [10].

Do badań wybrano jeden wycinek w stanie dostawy (oznaczony nr. 10) oraz cztery wycinki po eksploatacji (oznaczone numerami 13, 17, 20 i 21). Wycinki oznaczone numerami 13 oraz 20 były eksploatowane przez

150 000 godzin, natomiast wycinki oznaczone numerami 17 oraz 21 przez 207 000 godzin [9].

- Na wybranych materiale do badań przeprowadzono:
- Badanie podstawowych właściwości mechanicznych w temperaturze pokojowej.
 - Badanie zmian w mikrostrukturze wraz z oceną rozwoju procesów wydzieleniowych węglików, obserwowane w mikroskopie skaningowym i transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Badania mikrostruktury przeprowadzono na mikroskopie świetlnym oraz w skaningowym mikroskopie elektronowym odpowiednio przy powiększeniach od 500 do 5 000× jak i w transmisyjnym mikroskopie elektronowym techniką cienkich folii.
 - Badanie rozwoju procesów wydzieleniowych z wykorzystaniem rentgenowskiej analizy dyfrakcyjnej osadu wydzieleni wyizolowanych elektrolitycznie. Badania rentgenowskiej analizy fazowej osadów wykonano z wykorzystaniem dyfraktometru rentgenowskiego Empyrean firmy PANalytical stosując promieniowanie kobaltu w konfiguracji z detektorem Pixel.
 - Skrócone próby pełzania materiału w stanie wyjściowym oraz po długotrwałej eksploatacji.

3. WYNIKI BADAŃ

3.1. WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE

Badania właściwości mechanicznych materiału wycinka nr 10, 13, 17, 20 i 21 zestawiono w tabeli 2. Natomiast porównanie wyników badań tych właściwości po eksploatacji w warunkach pełzania ze stanem dostawy przedstawiono na rys.1. Dla każdego z badanych materiałów podano klasę struktury materiału po eksploatacji w warunkach pełzania zgodnie z modelem przedstawionym na rysunku 9.

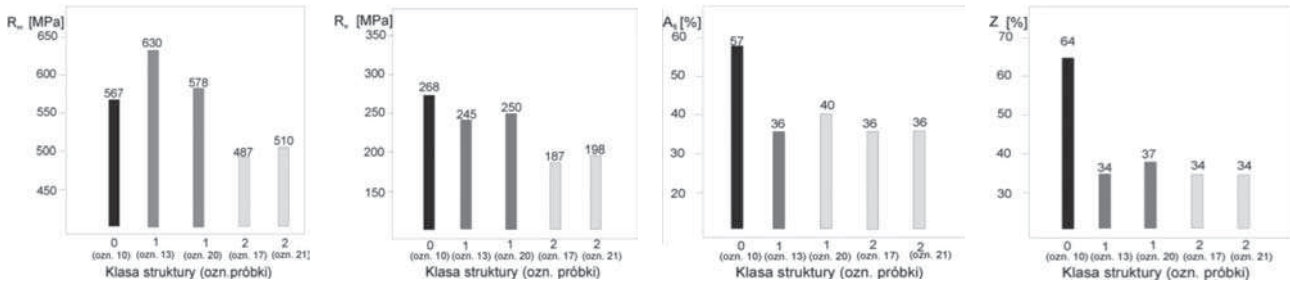
Wytrzymałość na rozciąganie wycinków rur przegrzewacza pary ze stali T321H po długotrwałej eksplo-

Tabela 1. Skład chemiczny stali austenitycznych stosowanych w budowie kotłów nadkrytycznych
Table 1. Chemical composition of austenitic steels used in construction of supercritical boilers

Gatunek	Skład chemiczny, %							Maksymalna temperatura długotrwałej pracy wg PN- EN 12952_1: 2004
	C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Inne	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
T321H	0,04÷0,08	max. 1,0	max. 2,0	17,0÷19,0	9,0÷12,0	-	Ti: max.0,8	620°C
TP347HFG	0,06÷0,10	max. 0,75	max. 2,0	17,0÷19,0	9,0÷13,0	-	Nb: max. 1,0	620 °C
Super 304H	0,07÷0,13	max. 0,30	max. 1,0	17,0÷19,0	7,5÷10,5	0,05÷0,12	Cu: 2,5÷3,5 Nb: 0,3÷0,6	645 °C
HR3C	0,04÷1,0	max. 1,50	max. 2,0	23,0÷27,0	17,0÷23,0	0,15÷0,35	Nb: 0,2÷0,6	670 °C

Tabela 2. Wyniki statycznej próby rozciągania stali T321H
Table 2. Results of static tensile test of T321H steel material

Stan materiału	ozn.	R_m MPa	R_e MPa	A %	Z %	Klasa struktury
1	2	3	4	5	6	7
stan wyjściowy	10	567	268	57	64	0
po 150 000 h eksploatacji	13	630	245	36	34	1
	20	578	250	40	37	1
po 207 000 h eksploatacji	17	487	187	36	34	2
	21	510	198	37	34	2



Rys. 1. Porównanie uzyskanych wyników ze statystycznej próby rozciągania badanych materiałów
Fig. 1. Comparison of results from static tensile test of materials

atacji jest zróżnicowana. Wytrzymałość na rozciąganie materiału w stanie dostawy wynosi 567 MPa, po 150 000 godzin eksploatacji osiąga wartość 578÷630 MPa, natomiast po 207 000 godzin eksploatacji obniża się do poziomu 487÷510 MPa (Rys. 1). Wartość granicy plastyczności materiału po 150 000 godzin eksploatacji jest niższa od granicy plastyczności o ok. 10%, natomiast po 207 000 godzin eksploatacji o 30% w odniesieniu do wartości R_e materiału w stanie dostawy (Rys. 1).

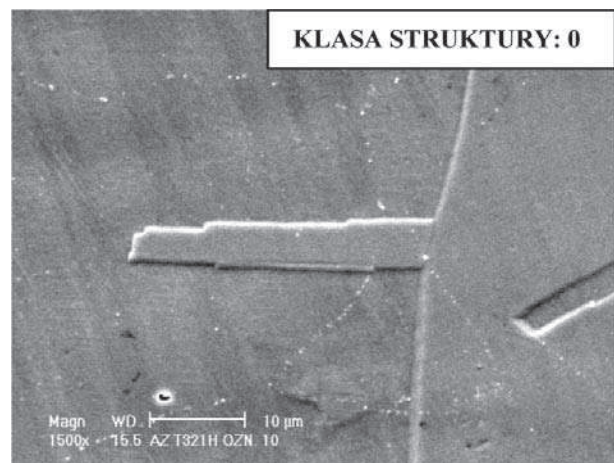
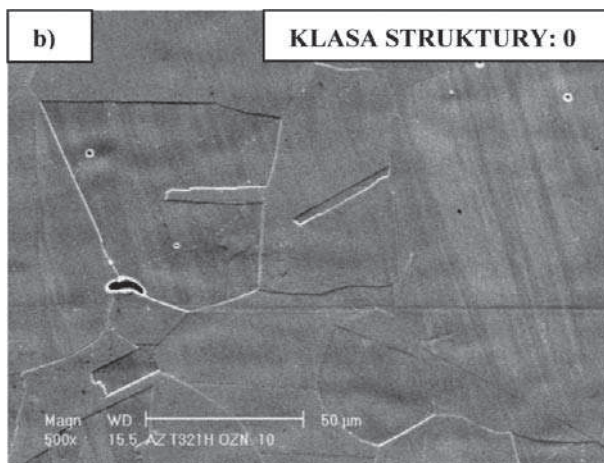
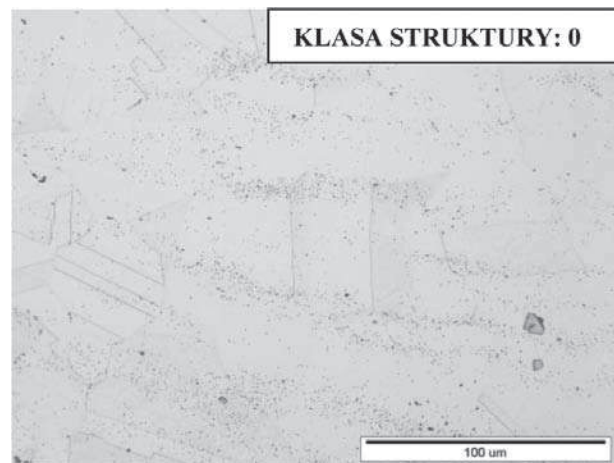
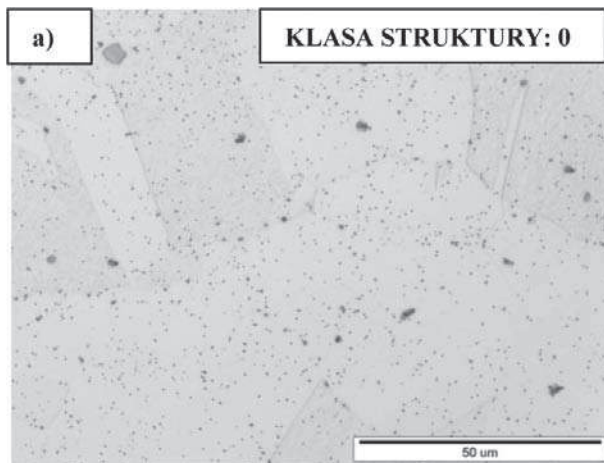
Wartości wydłużenia i przewężenia po eksploatacji są niższe od wartości tych parametrów w stanie dostawy odpowiednio o około 35% i 45%.

Tabela 3. Twardość HV10 materiału węzownicy

Table 3. Hardness HV10 of coil material

Stan materiału	Oznaczenie	Twardość HV10
1	2	3
stan wyjściowy	10	138
po 150 000 h eksploatacji	13	167
	20	152
po 207 000 h eksploatacji	17	156
	21	148

Ponadto na badanych wycinkach węzownic przegrzewaczy pary wykonano pomiary twardości metodą Vickersa HV10 (Tab. 3).



Rys. 2. Mikrostruktura materiału węzownicy przegrzewacza pary ze stali T321H w stanie wyjściowym obserwowana za pomocą a) mikroskopu świetlnego, b) skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM)

Fig. 2. Microstructure of T321H steel steam superheater coil material in initial state observed with (a) light microscope, (b) scanning electron microscope (SEM)

Twardość materiału węzownicy w stanie dostawy wynosiła 138 HV10. Długotrwała eksploatacja stali T321H przyczyniła się do wzrostu twardości, która po 150 000 godzin wynosiła 167 HV10, natomiast po 207 000 godzinach 156 HV10 (Tab. 3.)

3.2. OCENA STANU MIKROSTRUKTURY

Stal T321H w stanie wyjściowym charakteryzuje się jednorodną strukturą austeniczną z bliźniakami o wielkości ziarna od 4 do 6 wg ASTM i nielicznymi węglnikami pierwotnymi TiC o charakterystycznych regularnych kształtach. Nie zaobserwowano innego typu wydzieleni zarówno wewnątrz jak i po granicach ziarn austenitu badanej stali w stanie wyjściowym (Rys. 2). W wyniku 150 000 godzin eksploatacji w warunkach pełzania w pierwszej kolejności ujawniono liczne drobne równomiernie rozmieszczone wydzielenia węglików typu $M_{23}C_6$ wewnątrz ziarn austenitu. Na granicach ziarn austenitu zaobserwowano występowanie nielicznych wydzieleni fazy σ (FeCr), oraz wydzieleni węglików TiC (Rys. 3, 4). Po 207 000 godzin eksploatacji w mikrostrukturze badanej stali ujawniono występowanie wewnątrz ziarn bardzo licznych, o zróżnicowanej wielkości, choć w większości drobnych, równomiernie rozmieszczonych węglików typu $M_{23}C_6$ (Rys. 5, 6). Na granicach ziarn austenitu ujawniono liczne wydzielenia fazy σ (FeCr). Miejscami licznosc wydzieleni tej fazy była tak duża, że po granicach ziaren tworzyła łańcuszki.

Powyższe wyniki identyfikacji wydzieleni znalazły swoje odbicie również w rentgenowskiej analizie izolatów (Rys. 7, 8, Tab. 4).

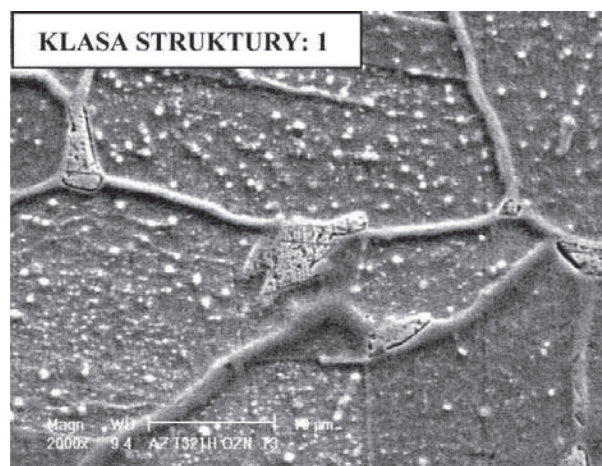
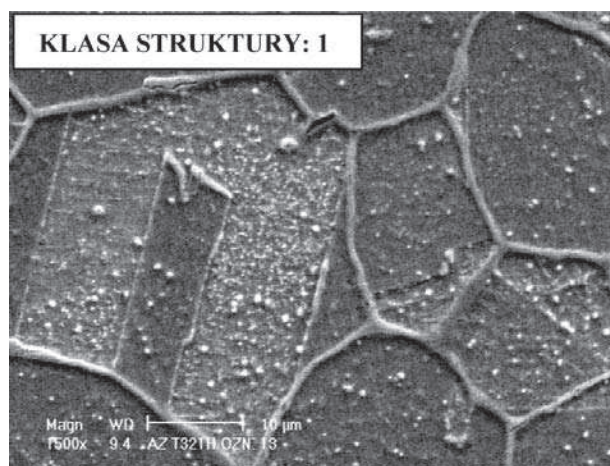
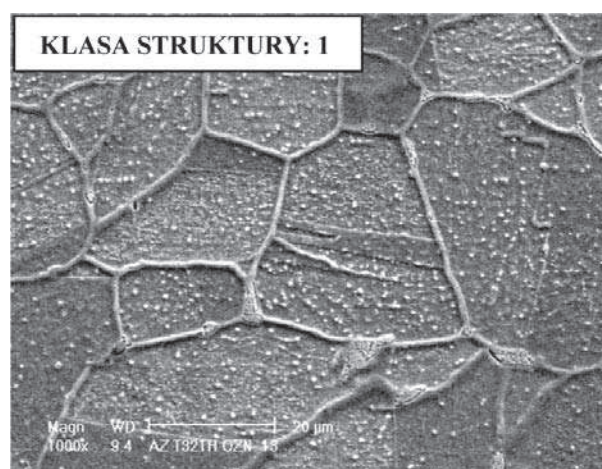
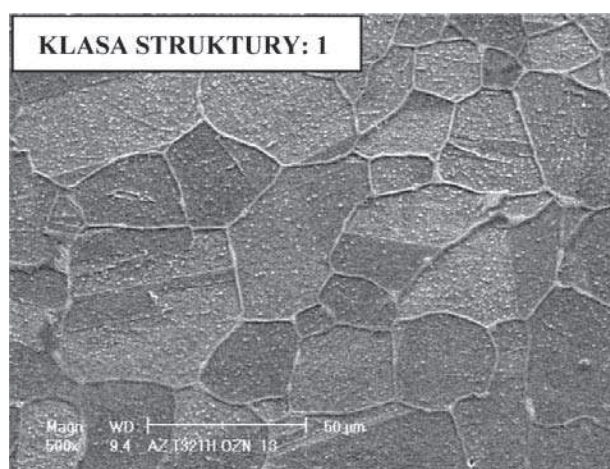
Wyniki rentgenowskiej analizy dyfrakcyjnej osadu wydzieleni wyizolowanych elektrolitycznie z materiału wycinka w stanie dostawy ozn. nr. 10 oraz materiału wycinków węzownicy przegrzewacza pary z austenicznej stali T321H po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania przedstawiono na (Rys. 7, 8) a wyniki zamieszczono w tabeli 4.

Tabela 4. Wyniki rentgenowskiej analizy dyfrakcyjnej izolatów materiału w stanie dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji

Table 4. Results of X-ray diffraction analysis of isolates in the material in initial state and after long-term service

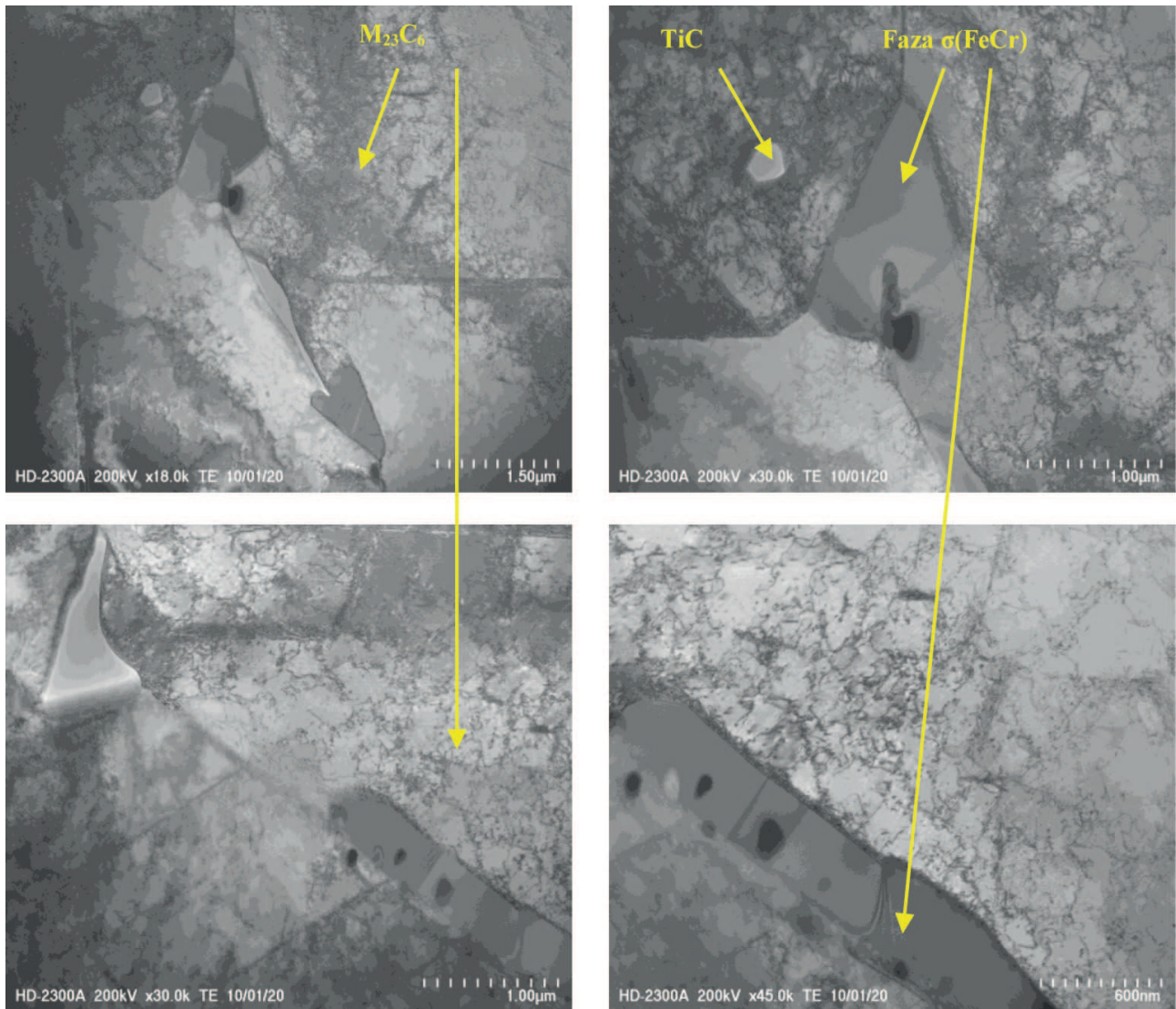
Oznaczenie	Zidentyfikowane minerały
nr 10 stan wyjściowy	TiN – faza główna TiC $Cr_{23}C_6$
nr 13 po 150 000 godzin eksploatacji	TiC – faza główna FeCr TiN

Analiza fazy składowego izolatu wycinka ze stali T321H po 150 000 godzin eksploatacji wykazała obecność węglików typu TiC oraz obecność fazy σ -FeCr. Uzyskane wyniki badań pozwoliły zaproponować model degradacji struktury stali T321H przedstawiony na rys. 9. Model ten pokazuje obraz mikrostruktury o róż-



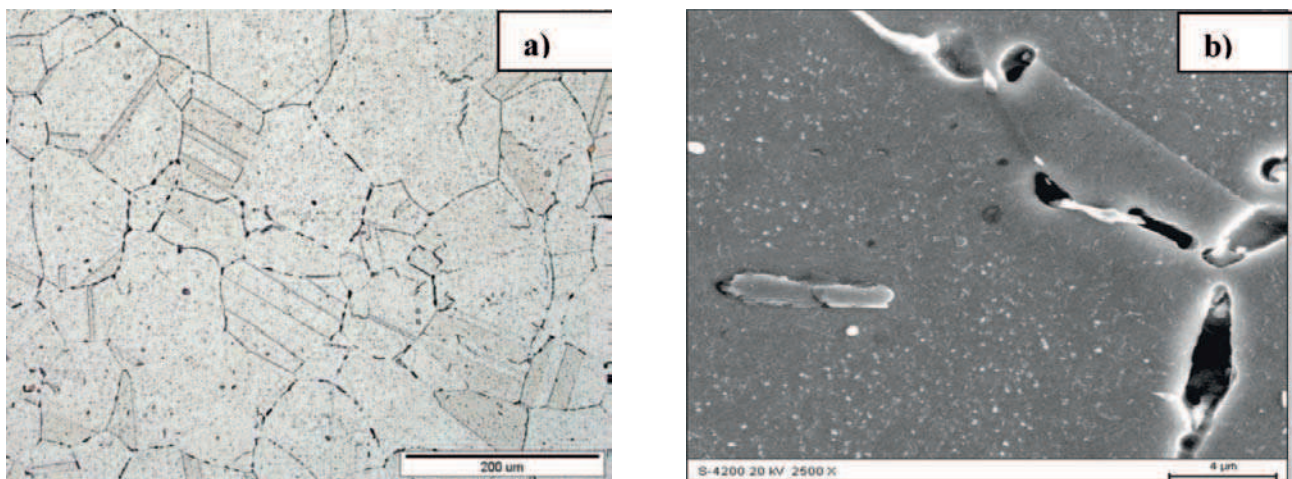
Rys. 3. Mikrostruktura materiału węzownicy przegrzewacza pary ze stali T321H po 150 000 godzin eksploatacji, SEM

Fig. 3. Microstructure of T321H steel steam superheater coil material after 150 000 h service, SEM



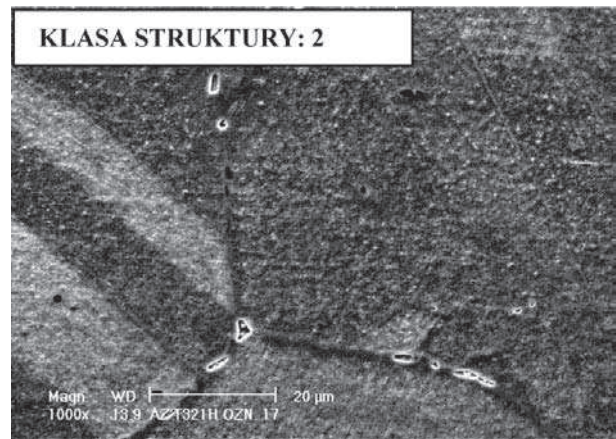
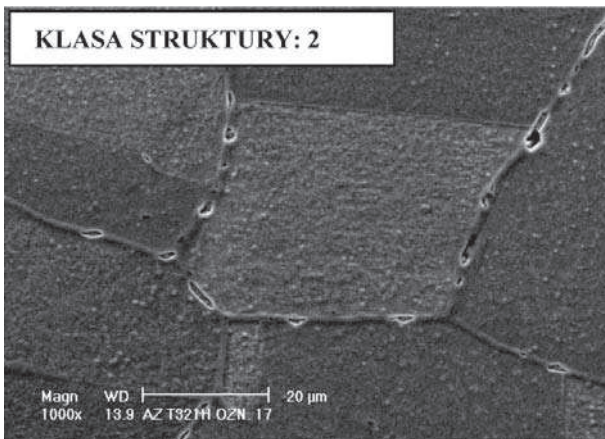
Rys. 4. Substruktura austenitu stali T321H po 150 000 godzin eksploatacji, TEM, cienka folia. Fragment ciągłej siatki fazy sigma z węglnikami $M_{23}C_6$ oraz dyspersyjne wydzielenia TiC w osnowie [5]

Fig. 4. Substructure of austenite in T321H steel after 150 000 h service, TEM, thin foil. Fragment of continuous sigma phase network with $M_{23}C_6$ carbides and dispersive TiC precipitations in the matrix [5]



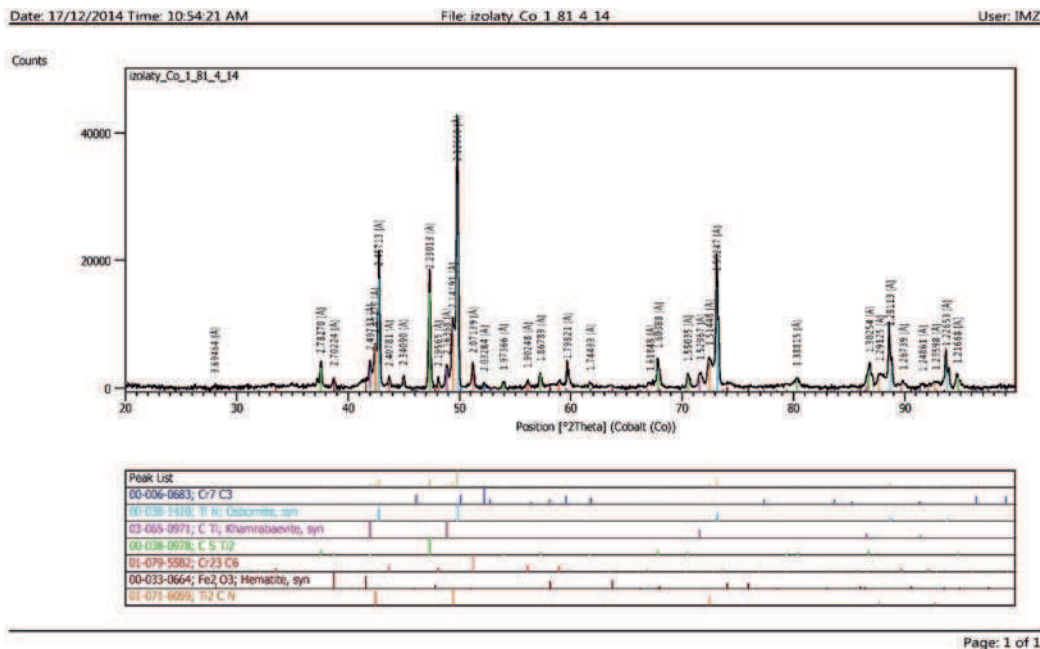
Rys. 5. Mikrostruktura austenitu stali T321H po 207 000 godzin eksploatacji a) mikroskop świetlny, b) Szczegół z wykruszonymi węglnikami $M_{23}C_6$ na granicy z fazą sigma. W osnowie widoczne dyspersyjne cząstki TiC

Fig. 5. Microstructure of austenite in T321H steel after 207 000 h service a) light microscope, b) detail with chipped $M_{23}C_6$ carbides at the boundary with sigma phase. Dispersive TiC particles visible in the matrix



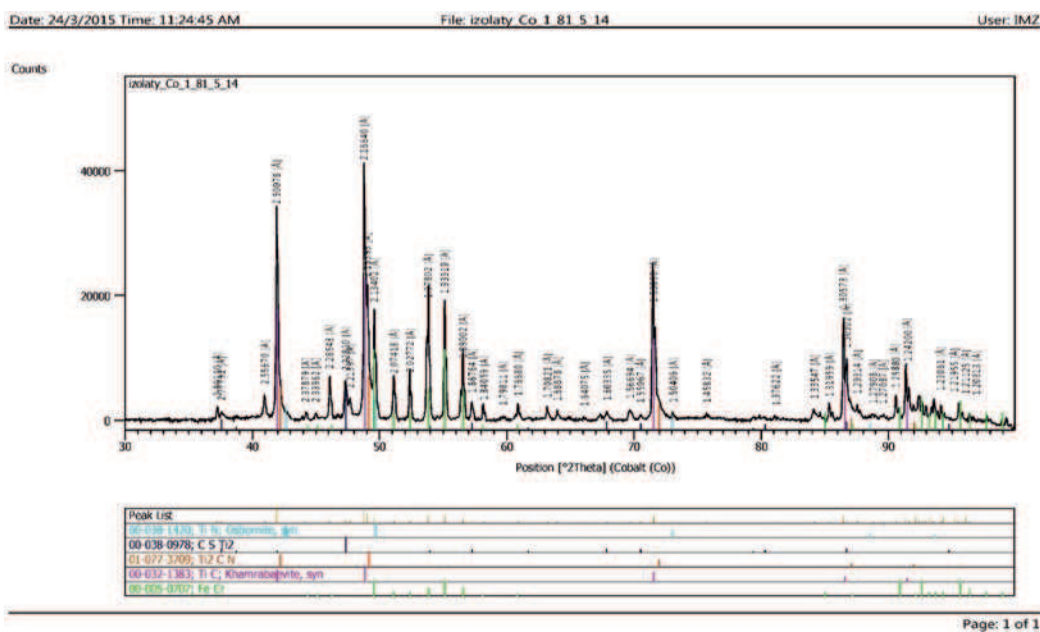
Rys. 6. Mikrostruktura austenitu z wycinka węzownicy przegrzewacza pary ze stali T321H po 207 000 godzin eksploatacji, SEM

Fig. 6. Microstructure of austenite in test specimen of T321H steel steam superheater coil, after 207 000 h service, SEM



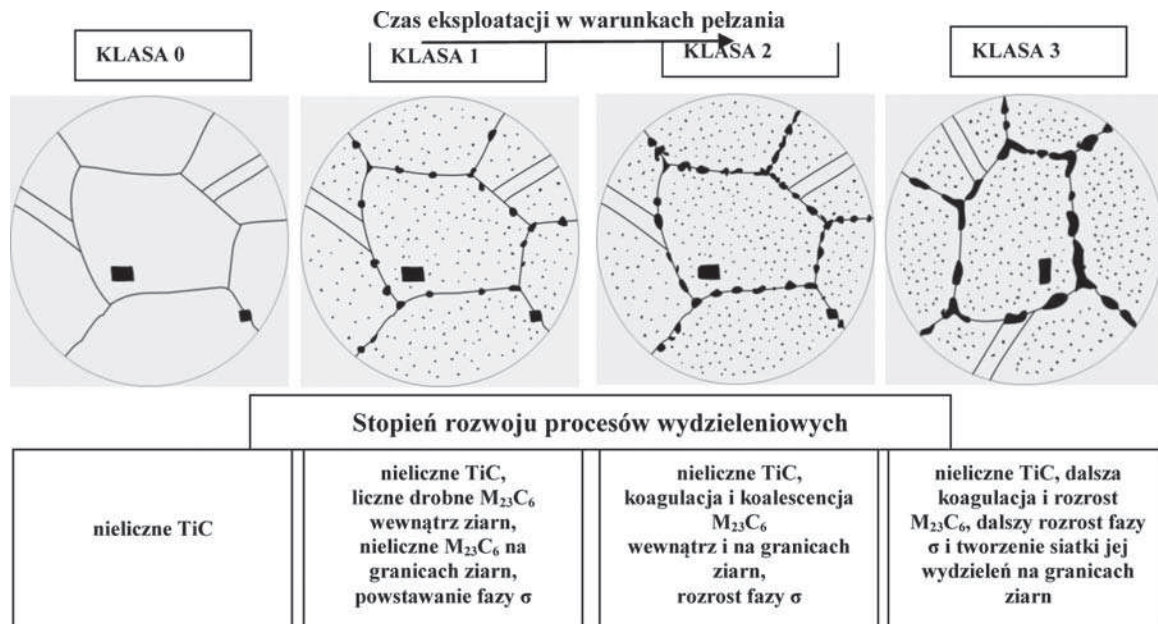
Rys. 7. Dyfraktogram rentgenowski izolatu wycinka ze stali T321H w stanie wyjściowym ozn. nr 10

Fig. 7. X-ray diffractogram for isolate of T321H steel test specimen in initial state, no. 10



Rys. 8. Dyfraktogram rentgenowski izolatu wycinka ze stali T321H po 150 000 godzin eksploatacji

Fig. 8. X-ray diffractogram for isolate of T321H steel test specimen after 150 000 h service



Rys. 9. Proponowany wstępny model degradacji struktury bez uszkodzeń wewnętrznych austenitycznej stali T321H po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 9. Proposed preliminary model of degradation of structure with no internal damages for T321H austenitic steel after long-term service under creep conditions

nym poziomie jej degradacji w porównaniu z obrazem struktury stanu wyjściowego w odniesieniu do stopnia rozwoju procesów wydzieleniowych.

3.3. WYTRZYMAŁOŚĆ NA PEŁZANIE

Spośród wszystkich właściwości mechanicznych najbardziej istotną i decydującą o przydatności do eksploatacji w warunkach pełzania są właściwości wyznaczane w próbie pełzania. Wytrzymałość na pełzanie, będąca podstawą do obliczeń projektowych, decyduje o zdolności do przenoszenia obciążeń eksploatacyjnych elementów wykonanych z badanej stali. Długotrwała eksploatacja powoduje obniżanie się czasowej wytrzymałości na pełzanie [1, 2, 11]. Niezbędną jest zatem znajomość, dla różnych stanów materiału po różnym czasie eksploatacji, wartości tej obniżonej wytrzymałości na pełzanie, definiowanej jako trwałość resztkowa lub resztkowa wytrzymałość na pełzanie. Wymaga to wykonania prób pełzania materiału wycinków wężownic przegrzewacza pary po eksploatacji w warunkach pełzania z badanej stali. Na podstawie wyników badań prób pełzania do zerwania bez pomiaru wydłużenia w czasie trwania próby można wyznaczyć wytrzymałość na pełzanie oraz całkowite wydłużenie po zerwa-

niu. Przyspieszenie procesu pełzania oraz skrócenie okresu wykonywania badań uzyskuje się w próbach pełzania wykonywanych przy jednoosiowym rozciąganiu. Próbki pobiera się z wycinka elementu instalacji energetycznej i wykonuje się prób przy stałym naprężeniu badania, odpowiadającym eksploatacyjnemu i różnych wartościach temperatury badania, znacznie wyższej od temperatury eksploatacyjnej. Znajomość czasowej wytrzymałości na pełzanie zarówno materiału w stanie wyjściowym jak i po eksploatacji limituje ich czas pracy w elementach części ciśnieniowej kotłów pracujących powyżej temperatury granicznej.

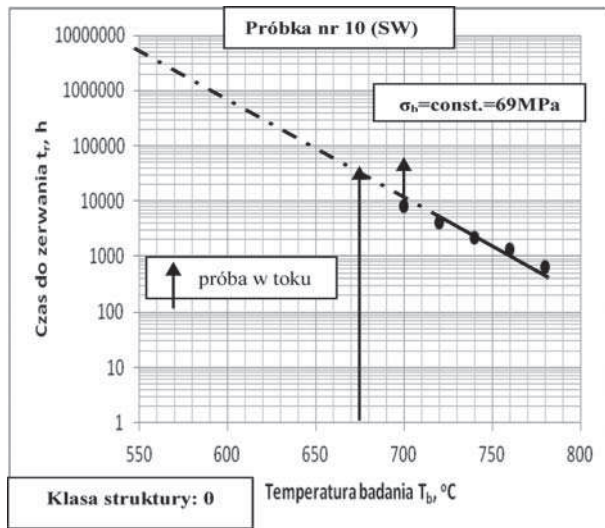
Doboru pięciu poziomów temperatury badania T_b dokonano tak aby szacowany maksymalny czas do zerwania t_r w próbach pełzania prowadzonych przy naprężeniu badania odpowiadającym eksploatacyjnemu ($\sigma_b = \sigma_e$) nie przekraczał 10 000 godzin. Próby te przeprowadzono dla 5 poziomów temperatury badania $T_b = 700, 720, 740, 760, 780^\circ\text{C}$ przy stałym poziomie naprężenia badania $\sigma_b = 69 \text{ MPa}$ odpowiadającym poziomowi naprężenia roboczego przewidywanej eksploatacji. Wyznaczenie trwałości badanych materiałów wężownic przegrzewacza pary w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji o wybranych stanach struktural-

Tabela 5. Wyniki skróconych prób pełzania dla materiału wężownic przegrzewacza pary ze stali T321H

Table 5. Results of abridged creep tests for material of T321H steel superheater coils

Stan materiału	Oznaczenie	Naprężenie badania σ_b , MPa	Czas do zerwania t_{res} , godz. dla temperatury badania T_b , $^\circ\text{C}$				
			700	720	740	760	780
1	2	3	4	5	6	7	8
Stan wyjściowy	10	69	(8112)*	4080	2179	1353	651
Po 150 000 godzin eksploatacji	13		3075	2877	1508	166	88
	20		3256	2726	1206	582	152
Po 207 000 godzin eksploatacji	17		1925	1350	369	196	4
	21		3210	1252	404	292	194

Uwagi: * próby niezakończone



Rys. 10. Wyniki skróconych prób pełzania stali T321H dla próbki w stanie wyjściowym ozn. nr 10

Fig. 10. Results of abridged creep tests of T321H steel for test specimen in initial state, no. 10

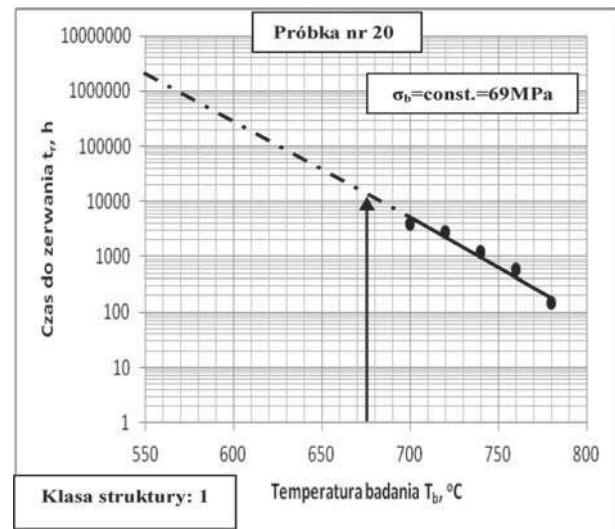
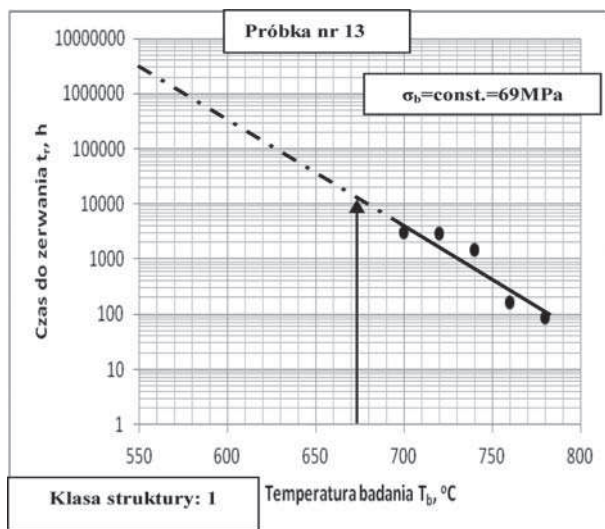
nych realizowano w skróconych próbach pełzania. Wyniki skróconych prób pełzania badanych materiałów przedstawiono w tabeli 5.

W tabeli 6 przedstawiono wyznaczoną trwałość resztkową odpowiadającą poziomowi naprężenia eksploatacyjnego $\sigma_b = 69$ MPa w temperaturze 660°C w zależności od klasy struktury materiału po eksploatacji.

Tabela 6. Trwałość resztkowa stali T321H w zależności od klasy struktury materiału po eksploatacji

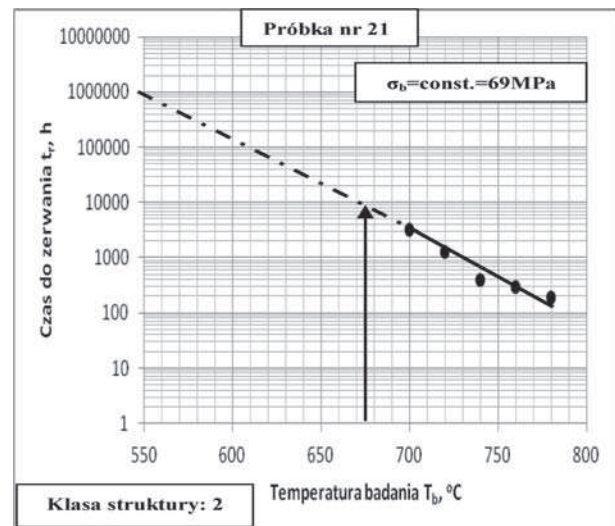
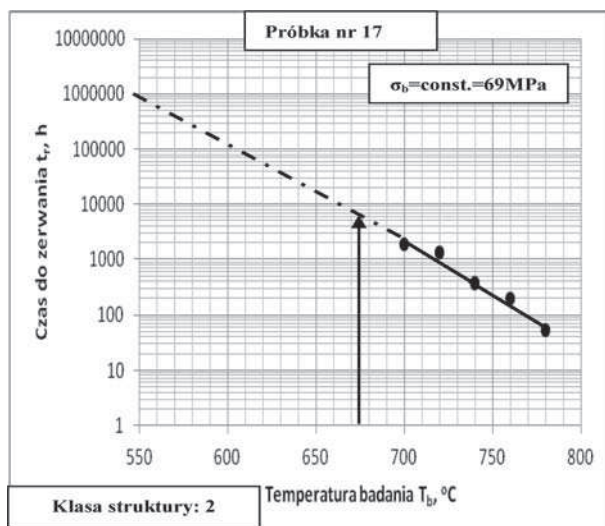
Table 6. Residual life of T321H steel depending on the structure class of material after service

Klasa struktury	Numer próbki	Trwałość resztkowa t_{re} , h w temperaturze $T_b = 660^\circ\text{C}$ przy naprężeniu badania $\sigma_b = 69$ MPa
0	10 (SW)	40000
1	13	12000
1	20	15000
2	17	6000
2	21	9000



Rys. 11. Wyniki skróconych prób pełzania stali T321H ozn. nr 13 i 20

Fig. 11. Results of abridged creep tests of T321H steel, no. 13 and 20



Rys. 12. Wyniki skróconych prób pełzania stali T321H ozn. nr 17 i 21

Fig. 12. Results of abridged creep tests of T321H steel, no. 17 and 21

4. WNIOSKI

1. Wytrzymałość na rozciąganie stali T321H po długotrwałej eksploatacji w porównaniu z uzyskaną dla stanu wyjściowego najpierw wyraźnie wzrasta osiągając wartość 630 MPa dla wycinka po 150000 godzin eksploatacji, a potem w sposób sukcesywny maleje do wartości ok. 490 MPa dla wycinka po 207 000 godzin eksploatacji. Natomiast granica plastyczności od wartości ok. 270 MPa w stanie wyjściowym sukcesywnie maleje do wartości ok. 190 MPa. Wydłużenie z ok. 60% w stanie wyjściowym obniża się do ok. 35% dla wszystkich materiałów po eksploatacji, a przewężenie odpowiednio z wartości ok. 65% do ok. 35%. Twardość materiału węzłownicy przegrzewacza pary z badanej stali T321H w stanie wyjściowym wynosząca ok. 140 HV10 wzrasta po długotrwałej eksploatacji do poziomu ok. 165 HV10. Wzrost właściwości mechanicznych, jak i twardości, jest prawdopodobnie skutkiem pojawienia się w wyniku eksploatacji licznych drobnych wydzieleni węgla $M_{23}C_6$ wewnątrz ziarn austenitu. Obniżanie się właściwości plastycznych wynika prawdopodobnie z pojawienia się na granicach ziarn austenitu wydzieleni fazy σ .
2. Badania mikrostruktury materiałów po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania wykazały zróżnicowany stopień degradacji w stosunku do stanu wyj-

ściowego. Zróżnicowanie to wynika z rzeczywistych parametrów dotychczasowej eksploatacji.

3. W austenitycznej mikrostrukturze badanej stali T321H po długotrwałej eksploatacji występują następujące fazy: nieliczne pierwotne węgliki TiC o regularnych kształtach, dyspersyjne wydzielenia $M_{23}C_6$ oraz faza σ . Obecność fazy σ w mikrostrukturze stwierdzono we wszystkich badanych wycinkach po długotrwałej eksploatacji. W wyniku długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania w pierwszej kolejności ujawniono liczne drobne równomiernie rozmieszczone wydzielenia węglików typu $M_{23}C_6$ wewnątrz ziarn austenitu. Na granicach ziarn austenitu zaobserwowano nieliczne obszary występowania wydzieleni fazy σ (FeCr). Efektem dalszej eksploatacji jest występowanie mikrostruktury austenitycznej z bardzo licznymi, zróżnicowanej wielkości, choć w większości drobnymi, równomiernie rozmieszczonymi węglkami typu $M_{23}C_6$ wewnątrz ziarn austenitu. Na granicach ziarn austenitu ujawniono liczne wydzielenia fazy σ (FeCr) najpierw miejscami, a potem we wszystkich obszarach tworzące łańcuszki.

Wyniki prezentowane w artykule zostały wykonane w ramach projektu nr 2011/01 /D/ST8/07.219 – Modelowanie trwałości materiałów dla nowoczesnej energetyki na podstawie prób pełzania.

LITERATURA

1. Hernas A., Dobrzański J.: Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2003
2. Dobrzański J.: Materiałoznawcza interpretacja trwałości stali dla energetyki, Open Access Library, Volume 3, 2011, 1-228
3. Hernas A.: Materiały do budowy kotłów na parametry nadkrytyczne, Nowa Energia, nr 5-6 (35-36)/2013
4. Zieliński A.: Structure and properties of Super 304H steel for pressure elements of boilers with ultra-supercritical parameters, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering Vol. 55, Issue 2, 2012, 403-409
5. Paszkowska H., Hernas A., Zieliński A., Dobrzański J.: Microstructural and mechanical properties changes of 321H steel after long time creep service, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, t. 58, 2013, nr 1 (May), s.16-23
6. Dobrzański J., Zieliński A. Austenityczne stale w gatunkach Super 304H i HR3C na elementy części ciśnieniowej kotłów bloków energetycznych o nadkrytycznych parametrach pracy. Rozdział 12; s. 223-244, Materiały i technologie stosowane w budowie kotłów o parametrach nadkrytycznych o temperaturze pary do 700°C, Gliwice 2013; ISBN 978-83-60837-68-9
7. Dobrzański J., Hernas A., Moskal G., Microstructural degradation in power plant steels, Chapter No. 9 in book: J.E. Oakey (ed.), Power plant life management and performance improvement, Woodhead Publishing Limited, Sawston, UK, 2011
8. ASTM A213/A213M-99A: Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy – Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes
9. EPRI Project Manager D. Gandy: Remaining Life Assessment from the Amos 3 Austenitic Stainless Steel Secondary Superheater Tubes, Status Report, February 2005
10. Hernas A., Augustyniak B.: Degradation of superheater tubes made of austenitic 321H steel after long term service, 9th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium, 2010, 544-553
11. Zieliński A., Dobrzański J., Paszkowska H.: Wytrzymałość na pełzanie nowych stali na elementy kotłów energetycznych o parametrach nadkrytycznych, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, 62, 75-78