

Janusz DOBRZAŃSKI

Instytut Metalurgii Żelaza

Marek CIEŚLA

Politechnika Śląska

## WPŁYW DŁUGOTRWAŁEJ EKSPLOATACJI NA ZMIANĘ WŁAŚCIWOŚCI UŻYTKOWYCH MATERIAŁU KOMÓR PRZEGRZEWACZY PARY PRACUJĄCYCH W WARUNKACH PEŁZANIA WYKONANYCH Z MARTENZYTYCZNEJ STALI X20CrMoV11-1

Praca zawiera ocenę wpływu długotrwałej eksploatacji na zmianę mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali X20CrMoV11-1 stosowanej na komory przegrzewacza pary. Materiał do badań stanowiła stal w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania (powyżej 100 tys. godzin). Wyznaczono podstawowe właściwości mechaniczne, próg kruchości badanych materiałów i ich odporności na kruche pękanie ( $\delta_u$ ) w odniesieniu do stanu mikrostruktury po eksploatacji. Przeprowadzono badania laboratoryjne symulujące procesy niszczenia zachodzące w warunkach pracy obiektu. Wyznaczono trwałość i trwałość resztkową na podstawie wyników skróconych prób pełzania oraz charakterystyki zmęczenia niskocyklowego i zmęczenia cieplno-mechanicznego materiału i odniesiono do stanu mikrostruktury po eksploatacji. Próby pełzania wykonano przy stałym poziomie naprężenia  $\sigma = 100$  MPa oraz stałym poziomie temperatury o różnych wartościach  $T = 600, 620, 640, 660$  i  $680^\circ\text{C}$ . Próby zmęczenia niskocyklowego wykonano w temperaturze pokojowej oraz  $550^\circ\text{C}$ , a zmęczenia cieplno-mechanicznego w zakresie zmiany temperatury od  $250^\circ\text{C}$  do  $550^\circ\text{C}$ . Uzyskane wyniki badań będą niezbędne w prognozowaniu trwałości obiektów pracujących powyżej temperatury granicznej wykonanych ze stali X20CrMoV11-1 eksploatowanych w warunkach pełzania z udziałem obciążeń cieplno-mechanicznych.

*Słowa kluczowe:* komora przegrzewacza pary, trwałość, pełzanie, wyczerpanie, zmęczenie niskocyklowe, zmęczenie cieplno-mechaniczne, kruche pękanie

## THE EFFECT OF LONG-TERM SERVICE ON CHANGES IN FUNCTIONAL PROPERTIES OF THE MATERIAL OF STEAM SUPERHEATER CHAMBERS MADE OF X20CrMoV11-1 MARTENSITIC STEEL AND OPERATED UNDER CREEP CONDITIONS

This paper includes an assessment of the effect of long-term service on changes in microstructure and mechanical properties of X20CrMoV11-1 steel used for steam superheater chambers. The test specimen was steel in initial state and after long-term service under creep conditions (above 100 thousand hours). Basic mechanical properties, nil ductility transition temperature and resistance to brittle cracking ( $\delta_u$ ) with reference to the microstructural state after service were determined for the tested materials. Laboratory tests simulating the destruction processes under the plant's working conditions were conducted. Life and residual life were determined based on the results of abridged creep tests and characteristics of low-cycle and thermo-mechanical fatigue of the material and referred to the microstructural state after service. Creep tests were carried out at constant stress of  $\sigma = 100$  MPa and constant temperature with different values of  $T = 600, 620, 640, 660$  and  $680^\circ\text{C}$ . Low-cycle fatigue tests were carried out at room temperature and at  $550^\circ\text{C}$ , while thermo-mechanical fatigue tests were carried out at a temperature changing between  $250^\circ\text{C}$  and  $550^\circ\text{C}$ . The obtained test results will be necessary for forecasting the life of plants made of X20CrMoV11-1 steel working above the limit temperature and operated under creep conditions with thermo-mechanical stresses.

*Keywords:* superheater chamber, durability, creep, exhaustion, low-cycle fatigue, thermo-mechanical fatigue, brittle fracture

## 1. WPROWADZENIE

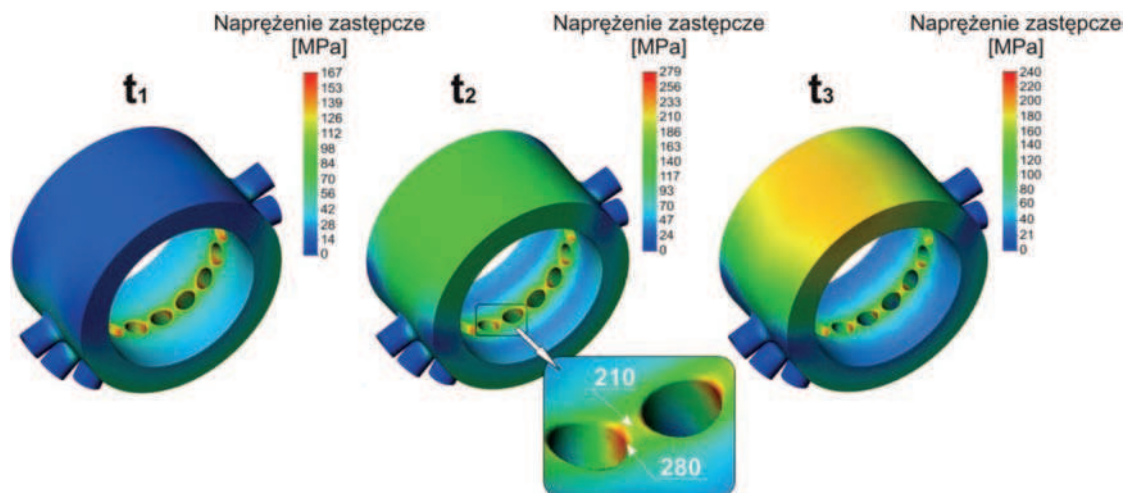
Pomimo wielu opracowań dotyczących oceny trwałości eksploatacyjnej instalacji energetycznych w dalszym ciągu w Polsce nie przyjęto jednolitej i jednoznacznej metodologii oceny stanu technicznego urządzeń oraz procedur prognozowania dalszej bezpiecznej ich eksploatacji. Brak jest również bazy danych materiałowych, obejmującej charakterystyki właściwości mechanicznych, a w tym szczególnie charakterystyk pełzaniowych, zmęczeniowych oraz odporności na pękanie, materiałów po eksploatacji odniesionych do stanu struktury materiału umożliwiających taką ocenę i prognozę.

Z tych względów w dalszym ciągu istnieje potrzeba gromadzenia wyników badań materiałowych. Wyniki te stwarzają podstawę do budowania powszechnie akceptowanych procedur prognozowania trwałości komórek jak również innych grup elementów części ciśnieniowej kotła pracujących w warunkach pełzania, często z udziałem innych procesów niszczenia, jak zmęczenie cieplno-mechaniczne. Jest to szczególnie istotne, ponieważ warunki użytkowania decydują o rodzaju występujących procesów niszczenia, w tym pełzania i pękania. Od warunków tych zależy zatem przyjęta metodolo-

gia i dobór kryteriów, które powinny być zastosowane w ocenie stanu technicznego danego elementu lub urządzenia.

Podczas rozruchu bloku energetycznego w materiale każdorazowo występuje pierwszy okres pełzania, który charakteryzuje się znacznym trwałym odkształceniem w bardzo krótkim czasie. Jest to zjawiskiem niekorzystnym wpływającym na skrócenie trwałości eksploatacyjnej. Również podczas rozruchu i odstawiania bloku w urządzeniach energetycznych może dochodzić do przeciążeń, w wyniku których elementy części ciśnieniowej narażone są na powstawanie odkształceń plastycznych na skutek wielokrotnych zmian obciążeń oraz temperatury. Charakterystycznymi elementami części ciśnieniowej kotła są komory przegrzewacza pary, w których, oprócz pełzania, często istotnymi przyczynami zniszczeń są zjawiska zmęczenia cieplno-mechanicznego.

Równoczesne występowanie tych procesów niszczenia, ich wzajemne oddziaływanie oraz nakładanie się ich skutków jest przyczyną nadmiernej utraty trwałości eksploatacyjnej. Pękanie wywołane zmęczeniem cieplno-mechanicznym ma najczęściej charakter powierzchniowy, obejmujący zazwyczaj obszary spiętrzenia naprężeń (Rys. 1 i 2). Do zniszczenia materiału prowadzą



Rys. 1. Rozkłady naprężenia zastępczego w ścianie płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 wywołanych szokiem cieplnym w wybranych czasach rozruchu kotła:  $t_1 = 3$  minuta,  $t_2 = 7$  minuta,  $t_3 = 15$  minuta [1]

Fig. 1. Reduced stress distributions within the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell caused by thermal shock at selected boiler start-up times:  $t_1 =$  minute 3,  $t_2 =$  minute 7,  $t_3 =$  minute 15 [1]

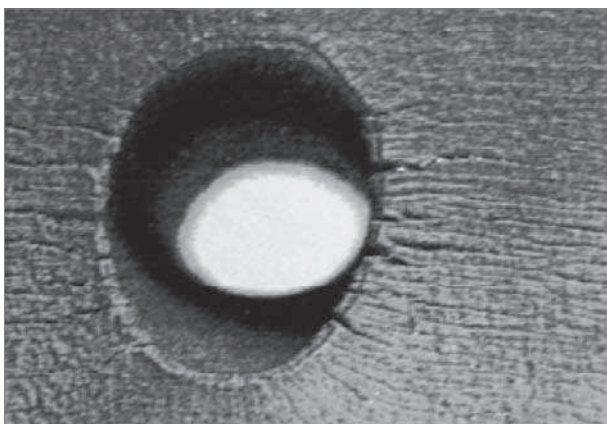


Rys. 2. Pęknięcia w obszarze międzyotworowym płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania wywołane udarem cieplnym [6-9]

Fig. 2. Cracks within the inter-hole area of the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions caused by heat stroke [6-9]

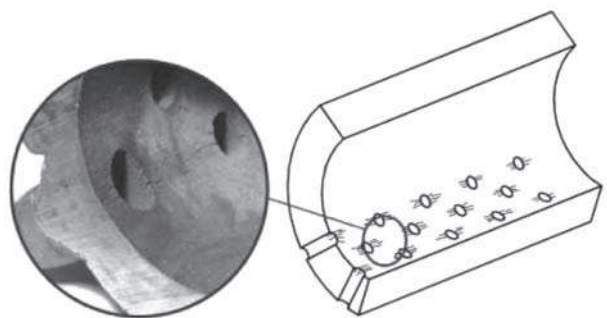
wielokrotne cykliczne zmiany obciążeń i temperatury. Można przyjąć, że jeżeli w każdym cyklu przekraczana jest granica plastyczności, to po pewnej określonej liczbie cykli oddziaływań nastąpi zniszczenie elementu. Jest to zmęczenie materiału o charakterze niskocyklowym [1–8].

Zmęczenie cieplno-mechaniczne materiałów konstrukcyjnych stosowanych w energetyce, zachodzi zazwyczaj w powiązaniu z innymi procesami niszczenia. W przypadku komór przegrzewacza pary, ze względu na pracę powyżej temperatury granicznej jest to pełzanie, ale także mogą to być zmiany struktury materiałów wywołane długotrwałym oddziaływaniem podwyższonej temperatury, czy też procesy erozji i korozji, jako skutek agresywnego oddziaływania środowiska (Rys. 3, 4) [7–16]. W warunkach pełzania w obszarach, gdzie występują naprężenia bliskie i większe od granicy plastyczności, można spodziewać się zmiany cech geometrycznych, takich jak zniekształcenie otworów w kierunku obwodowym (Rys. 3).



Rys. 3. Pęknięcia wzdłuż osi komory oraz odkształcenie otworu wężownicy w kierunku obwodowym będące skutkiem pełzania, [7–9]

Fig. 3. Cracks along the chamber's axis and deformation of the coil's opening in the circumferential direction due to creep, [7–9]



Rys. 4. Umiejscowienie i charakter uszkodzeń wskutek lokalnego wyczerpania czasowej wytrzymałości na pełzanie, [7–9]

Fig. 4. Location and nature of damages due to local exhaustion of creep-rupture strength, [7–9]

Procesy pęknięcia elementów grubościennych eksploatowanych w energetyce mogą przebiegać od łagodnie plastycznego do gwałtownie kruchego lub od powolnego do szybkiego zmęczeniowego. Przewidzenie typu pęknięcia pomocne jest podczas doboru metod oblicze-

niowych. O rodzaju pęknięcia decydują czynniki materiałowe oraz czynniki niezwiązane z materiałem ani z technologią wytwarzania, z których najważniejsze to: stan naprężeń, temperatura, prędkość odkształcenia oraz cechy geometryczne elementu (kształt, wymiary). [7, 8 16–22].

Wysokowytrzymałe materiały metalowe wykazują na ogół małą zdolność do odkształceń plastycznych, ograniczoną odporność na dynamiczne działanie obciążeń oraz skłonność do pęknięcia. Kruche pęknięcie elementów energetycznych może wystąpić w czasie rozruchu obiektu ze stanu zimnego. Ryzyko wystąpienia tego zjawiska zwiększa się, gdy temperatura progu kruchości materiału elementu jest wyższa od temperatury pracy. Dlatego dla bezpiecznej eksploatacji ważna jest ciągłość i znajomość temperatury przejścia w stan kruchy materiału eksploatowanego.

W przypadkach, gdy kruche pęknięcie może spowodować poważne awarie zagrażające życiu pracowników lub przynoszące znaczne straty materialne, do oceny przydatności technicznej obiektu nie wystarczają powszechnie stosowane metody badań, tj. statyczne próby rozciągania czy badania udarności. Klasykne próby wytrzymałościowe użyte podczas badania metali stosowanych na elementy grubościennych w energetyce, które cechuje duża wytrzymałość oraz mała ciągliwość, często zawodzą. Wobec tego coraz większe znaczenie mają badania wywodzące się z mechaniki pęknięcia. Umożliwiają one określenie trzech wielkości, które są stałymi materiałowymi charakteryzującymi odporność materiału na pęknięcie. Są to: krytyczny współczynnik intensywności naprężeń  $K_{Ic}$ , krytyczne rozwarście dna szczeliny  $\delta_c$  oraz krytyczna wartość całki  $J - J_c$  [16, 17, 23÷26]. Tok postępowania przy wyznaczaniu tych wielkości ujęty jest w normach [28, 29].

W pracy porównano podstawowe właściwości mechaniczne ( $R_m$ ,  $R_{0,2}$ ,  $A_5$ ,  $Z$ ) próbek pobranych z komory przegrzewacza pary wykonanej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji z materiałem w stanie wyjściowym. Wyznaczono próg kruchości badanych materiałów i ich odporności na kruche pęknięcie ( $\delta_u$ ).

Przeprowadzono próby przyspieszonego pełzania, zmęczenia niskocyklowego oraz próby zmęczenia cieplno-mechanicznego materiału komory w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji, które w pracy traktowane były, jako badania symulujące procesy zniszczenia zachodzące w warunkach rzeczywistych obiektu.

Zakres przeprowadzonych badań i uzyskane wyniki stanowią podstawę do opracowania metodyki postępowania przy ocenie trwałości resztkowej obiektów eksploatowanych w warunkach obciążeń cieplnych i mechanicznych. Uzyskane charakterystyki właściwości mechanicznych stali X20CrMoV11-1 można także wykorzystać w obliczeniach konstrukcyjnych uwzględniających złożone procesy niszczenia komór przegrzewacza pary.

## 2. PRZEDMIOT BADAŃ

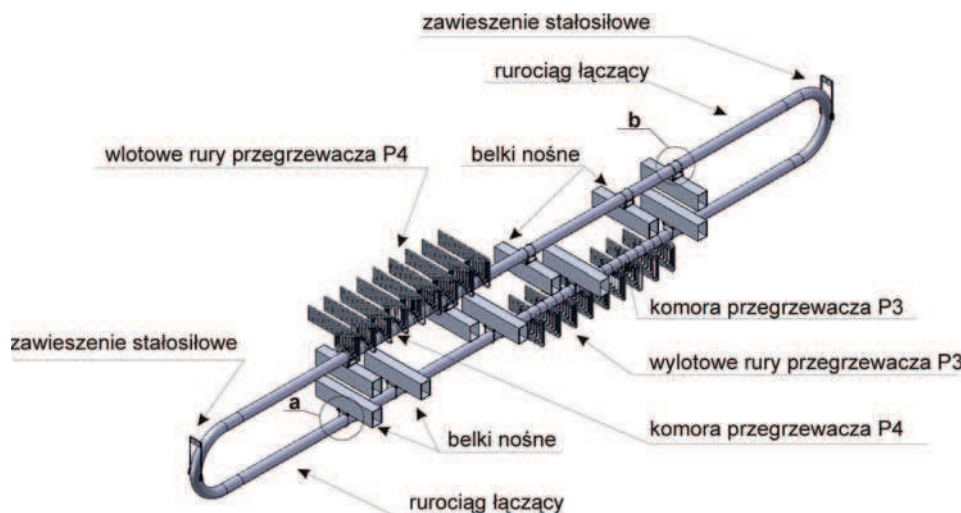
Badania przeprowadzono na materiale płaszcza komór wylotowych przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 (Rys. 5) po różnym czasie pracy w kotle BB-1150 bloku energetycznego o mocy 360, eksploatowanych w zbliżonych roboczych parametrach



Tabela 1. Wymiary i parametry pracy komór przegrzewacza pary wybranych do badań

Table 1. Dimensions and working parameters of steam superheater chambers selected for testing

Rodzaj elementu	Wymiary $D_z \times g_n$ , mm	Parametry robocze eksploatacji		Czas dotychczasowej eksploatacji $t_e$ , h
		Temperatura $T_r$ , °C	Ciśnienie $p_r$ , MPa	
Komora wylotowa przegrzewacza pary	$\varnothing 342 \times 40$	550	21	stan wyjściowy
				20 000
				108 000
				142 000
				160 000

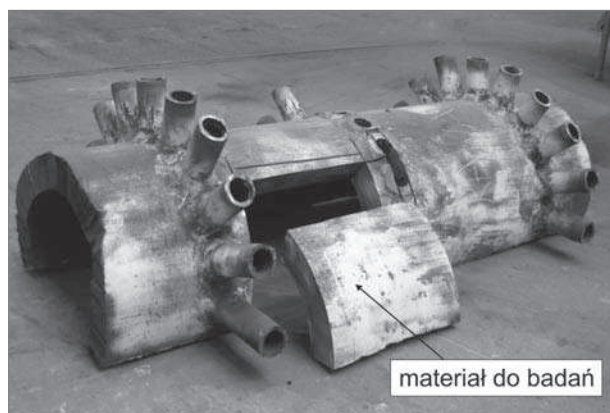


Rys. 5. Schemat węzła konstrukcyjnego z rozstawem zawiesi, którego elementem jest komora wylotowa przegrzewacza pary pierwotnej P3 będąca przedmiotem badań

Fig. 5. Diagram of the structural node with sling arrangement, which the tested outlet chamber of the primary steam superheater P3 is included in

pracy. Czas eksploatacji, wymiary geometryczne oraz parametry robocze badanych komór zestawiono w tabeli 1.

Próbki do badań pobrano z fragmentów komór wylotowych przegrzewacza pary pierwotnej P3 w sposób pokazany na rys. 6 i porównano z materiałem w stanie wyjściowym.



Rys. 6. Fragment jednej z badanych komór wylotowych przegrzewacza pary pierwotnej P3 po długotrwałej eksploatacji wykonanych ze stali X20CrMoV11-1 na płaszczu której wykonano badania materiałowe

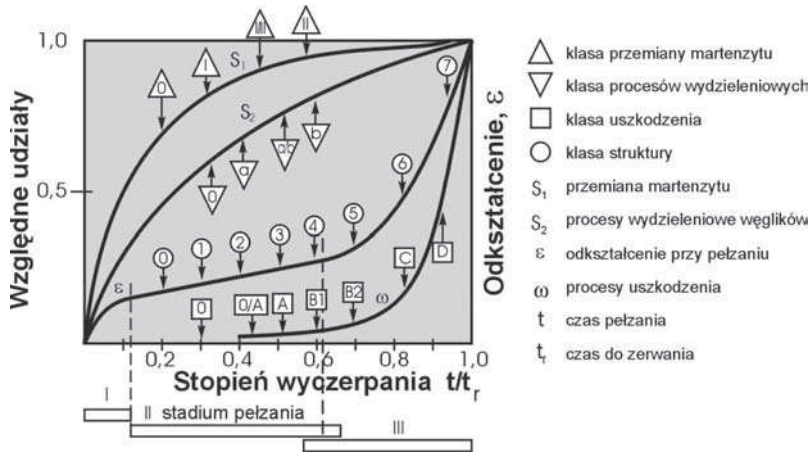
Fig. 6. Fragment of one of the tested X20CrMoV11-1 steel outlet chambers of the primary steam superheater P3 after long-term service the shell of which was the basis for materials testing

### 3. BADANIA MIKROSTRUKTURY I PODSTAWOWYCH WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH

Długotrwała praca w warunkach pełzania powoduje zmiany w mikrostrukturze stali X20CrMoV11-1. Zmiany te spowodowane są przemianami w osnowie oraz rozwojem procesów wydzieleniowych węglików, odpowiednio w wyniku przemian „*in situ*” lub niezależnego wydzielania w osnowie, po uprzednim rozpuszczeniu się węglików wydzielonych podczas wcześniejszych operacji technologicznych i postępujących następnie zmian morfologii węglików wskutek ich koagulacji, wzrostu wielkości i wydzielania na granicach ziarn. Zachodzące zmiany w mikrostrukturze materiału komór wylotowych przegrzewacza po różnym czasie eksploatacji przy zbliżonych parametrach temperaturowo-naprężeniowych, w porównaniu z typowym stanem wyjściowym, obserwowane w skaningowym mikroskopie elektronowym, opisano zgodnie z procedurą przedstawioną na rys. 7 [29–31], a charakterystyczne obrazy mikrostruktury pokazano na rys. 8.

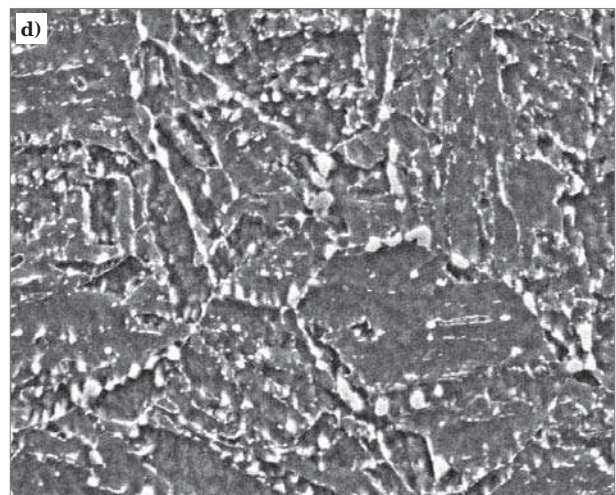
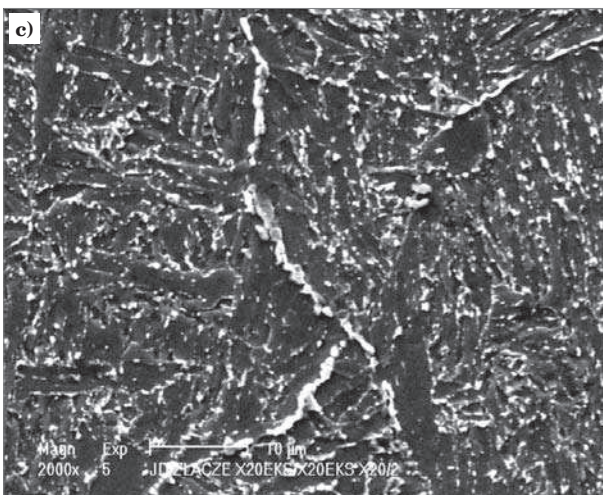
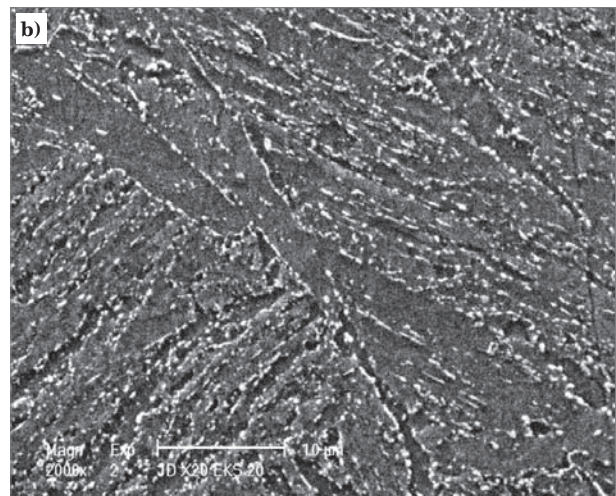
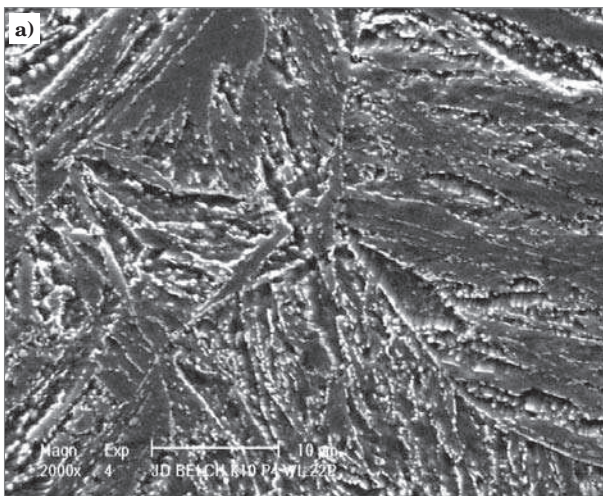
Stal X20CrMoV11-1 po chłodzeniu w powietrzu z temperatury austenitowania wykazuje jednorodną strukturę martenzytyczną, która po następnym wysokim odpuszczaniu składa się z wydłużonych ziarn fazy alfa z węglnikami typu  $M_{23}C_6$  (i ewentualnie typu MC) na granicach tych ziarn. Mikrostrukturę stanu wyjściowego stali X20CrMoV11-1, którą pokazano na rys. 8a, stanowi zatem martenzyt odpuszczony z drob-





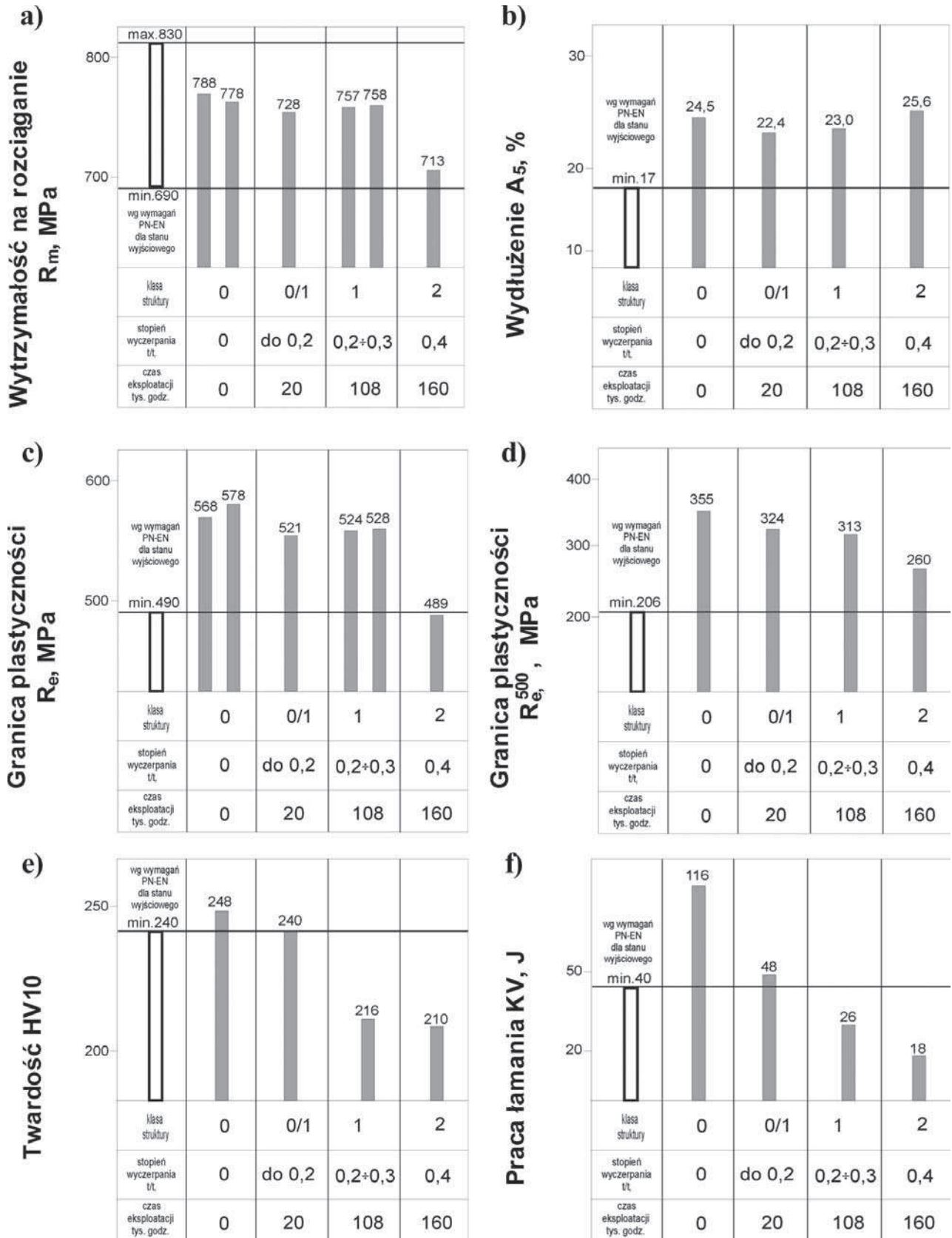
Rys. 7. Sposób klasyfikacji stanu materiału na podstawie zmian w mikrostrukturze w oparciu o składowe procesy w odniesieniu do stopnia wyczerpania dla stali X20CrMoV11-1, pracującej w warunkach pełzania, [29–31]

Fig. 7. Method for material condition classification on the basis of microstructural changes based on constituent processes with reference to the exhaustion extent for X20CrMoV11-1 steel operated under creep conditions, [29–31]



Rys. 8. Mikrostruktura materiału komór przegrzewacza ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania (SEM; pow. 2000×): a) odpuszczony martenzyt stanu wyjściowego; klasa struktury 0 (0, o, O), b) nieznaczny rozpad odpuszczonego martenzytu, liczne drobne wydzielenia na granicach listew i ziarn pierwotnego austenitu po 20 000 godzin eksploatacji w warunkach pełzania; klasa struktury 0/1 (0/I, o/a, O), c) częściowy rozpad odpuszczonego martenzytu, łańcuszki wydzieleni na granicach ziarn pierwotnego austenitu i miejscami na granicach listew po 108 000 godzin eksploatacji w warunkach pełzania; klasa struktury 1 (I, a, O), d) powstanie podziarn oraz koagulacja i wzrost wielkości wydzieleni po 160 000 godzin eksploatacji w warunkach pełzania; klasa struktury 2 (I/II, a/b, O) (klasy struktury wg klasyfikacji własnej IMŻ [30])

Fig. 8. Microstructure of the material of X20CrMoV11-1 steel superheater chambers in initial state and after long-term service under creep conditions (SEM; mag. 2000×): a) tempered martensite in initial state; structure class 0 (0, o, O), b) slight decomposition of tempered martensite, numerous fine precipitations at primary austenite lath and grain boundaries after 20,000 h service under creep conditions; structure class 0/1 (0/I, o/a, O), c) partial decomposition of tempered martensite, chains of precipitations at primary austenite grain boundaries and locally at lath boundaries after 108,000 h service under creep conditions; structure class 1 (I, a, O), d) formation of sub-grains as well as coagulation and increase in the size of precipitations after 160,000 h service under creep conditions; structure class 2 (I/II, a/b, O), (structure classes according to the own classification of the Instytut Metalurgii Żelaza [30])



Rys. 9. Właściwości mechaniczne materiału komór przegrzewacza pary ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania w zależności od ich klasy struktury i odpowiadającego jej stopnia wyczerpania: a) wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze pokojowej, b) wydłużenie w próbie rozciągania w temperaturze pokojowej c) granica plastyczności w temperaturze pokojowej, d) granica plastyczności w podwyższonej temperaturze, e) twardość HV10, f) praca łamania w temperaturze pokojowej

Fig. 9. Mechanical properties of the material of X20CrMoV11-1 steel superheater chambers in initial state and after long-term service under creep conditions depending on their structure class and corresponding exhaustion extent: a) tensile strength at room temperature, b) elongation in tensile test at room temperature, c) yield point at room temperature, d) yield point at elevated temperature, e) hardness HV10, f) impact energy at room temperature



nymi wydzieleniami węglików typu  $M_{23}C_6$ , głównie na granicach listew oraz na granicach ziarn pierwotnego austenitu.

Mikrostruktura stali X20CrMoV11-1 po 20 000 godzin pracy w warunkach pełzania ma zachowaną strukturę listwową martenzytu. Charakteryzuje się jednak wzrostem ilości, głównie niewielkich, wydzieliń na granicach ziarn pierwotnego austenitu i granicach listew martenzytu (Rys. 8b). Mikrostruktura materiału komory z tej stali po 108 000 godzin wykazuje nieznaczny rozpad odpuszczonego martenzytu związany z zapoczątkowanym zanikiem listew martenzytu, a ponadto charakteryzuje się wydzieleniami w postaci łańcuszków na granicach ziarn pierwotnego austenitu oraz wzrostem udziału i wielkości węglików typu  $M_{23}C_6$ . (Rys. 8c). Natomiast mikrostruktura materiału komory po 160 000 godzin pracy w warunkach pełzania charakteryzuje się częściowym zanikiem odpuszczonego martenzytu, znaczną ilością powstałych podziarn przy niewielkiej ilości pozostałych listew martenzytu oraz znacznej ilości, zróżnicowanej wielkości, węglików  $M_{23}C_6$  niektórych dość znacznej wielkości, występujących na granicach podziarn jak również ziarn pierwotnego austenitu (Rys. 8d). Dla każdego z badanych

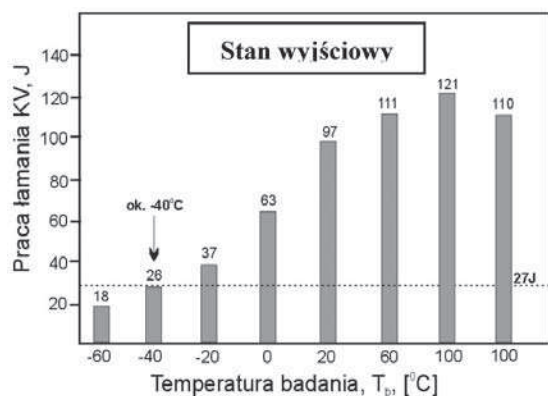
materiałów komór, w stanie wyjściowym i po różnym czasie eksploatacji, wyznaczono klasę mikrostruktury.

Dla materiału komór w stanie wyjściowym jak i po eksploatacji przeprowadzono statyczną próbę rozciągania, na podstawie której określono podstawowe właściwości wytrzymałościowe i plastyczne ( $R_m$ ,  $R_{0,2}$ ,  $A_5$ ) oraz próbę twardości metodą Vickersa. Na rys. 9 przedstawiono właściwości mechaniczne stali X20CrMoV11-1 w zależności od klasy mikrostruktury i odpowiadającego jej stopnia wyczerpania odniesionych do czasu dotychczasowej eksploatacji komory. Uzyskane wartości dla materiałów po eksploatacji odniesiono do wymaganych wartości dla materiału w stanie wyjściowym.

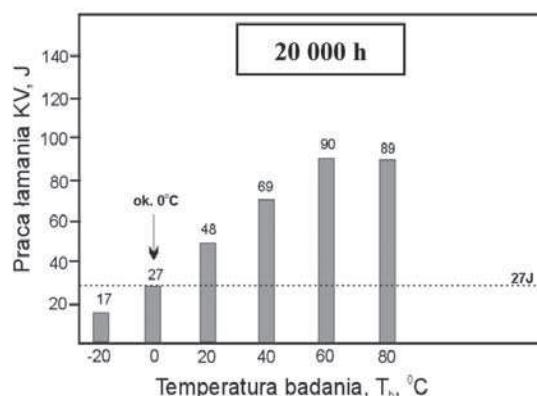
Opracowane charakterystyki właściwości mechanicznych pozwalają na ocenę zachowania się badanych komór przegrzewacza pary w trakcie dalszej eksploatacji, szczególnie w czasie ciśnieniowych prób wodnych oraz uruchamiania i odstawiania urządzeń.

Niezbędną cechą w ocenie stanu komór jest ocena zdolności materiału do odkształceń w warunkach obciążeń dynamicznych, miarą której jest między innymi temperatura przejścia materiału w stan kruchy. Pracę łamania KV materiału komór wyznaczono w próbie udarowego zginania próbek ISO – Charpy V. Określono

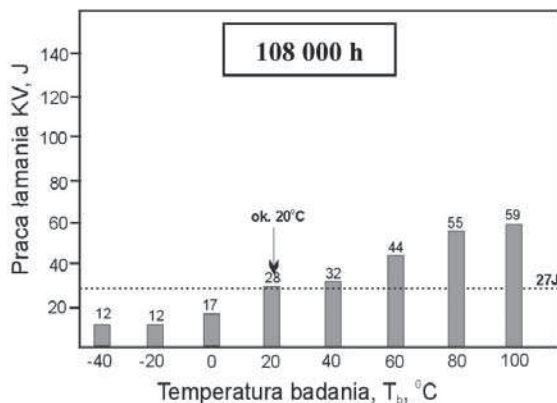
a) KLASA STRUKTURY: 0 (0, 0, O)  
STOPIEŃ WYCZERPANIA: 0



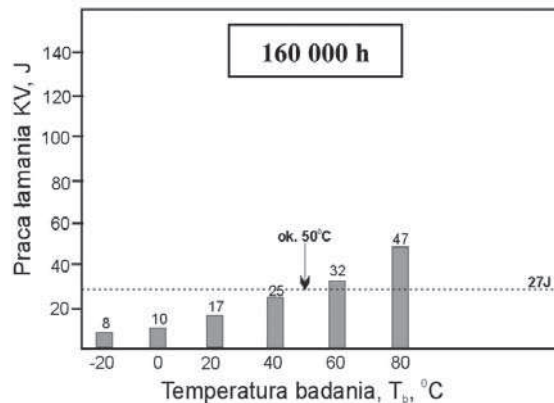
b) KLASA STRUKTURY: 0/1(0/I, o/a, O)  
STOPIEŃ WYCZERPANIA: do 0,2



c) KLASA STRUKTURY: 1 (I, a, O)  
STOPIEŃ WYCZERPANIA: 0,2-0,3



d) KLASA STRUKTURY: 2 (I/II, a/b, O)  
STOPIEŃ WYCZERPANIA: 0,3-0,4



Rys. 10. Zestawienie wartości pracy łamania KV w zależności od temperatury próby wraz z wyznaczoną temperaturą przejścia w stan kruchy materiałów komór przegrzewacza pary ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania o różnym stanie mikrostruktury i stopniu wyczerpania

Fig. 10. Summary of KV impact energy values according to test temperature along with determined brittle fracture appearance transition temperature for the materials of X20CrMoV11-1 steel superheater chambers in initial state and after long-term service under creep conditions with different microstructural conditions and exhaustion extents

Tabela 2. Praca łamania i temperatura przejścia w stan kruchy materiału płaszcz komór przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w zależności od klasy mikrostruktury i czasu ich eksploatacji w warunkach pełzania

Table 2. Impact energy and brittle fracture appearance transition temperature for the shell material of X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater chambers depending on the microstructure class and duration of service under creep conditions

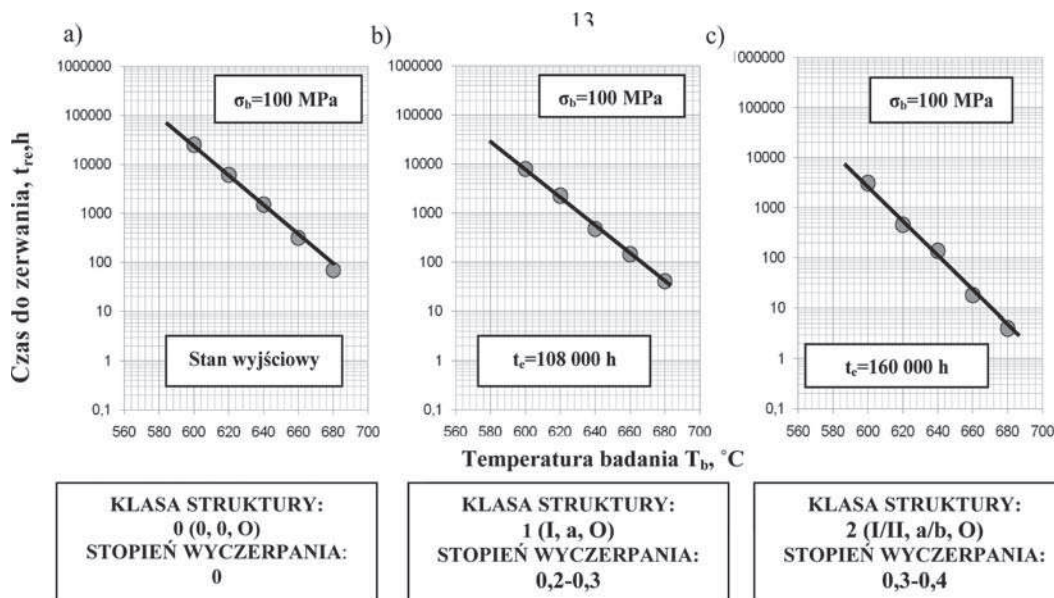
Stan materiału			Praca łamania w temperaturze pokojowej KV, J	Temperatura przejścia w stan kruchy $T_{KV}$ , °C	Twardość HV10	Czas eksploatacji $t_e$ , h
Klasyfikacja struktury		Stopień wyczerpania $t/t_r$				
Klasa struktury	Podklasy struktury					
0	0, 0, O	0	96	- 40	248	stan wyjściowy
0/1	0/I, o/a, O	do 0,2	48	+ 5	240	20 000
1	I, a, O	0,2÷0,3	27	+ 20	216	108 000
2	I/II, a/b, O	0,3÷0,4	18	+ 50	210	160 000

wpływ czasu eksploatacji na próg kruchości badanych materiałów. Zależność wartości temperatury przejścia w stan kruchy od klasy mikrostruktury i odpowiadającego jej stopnia wyczerpania odniesionej do czasu dotychczasowej eksploatacji przedstawiono na rysunku 10 oraz zestawiono w tabeli 2.

Materiał komór po eksploatacji w stosunku do materiału wyjściowego wykazał wzrost kruchości przejawiający się przesunięciem progu kruchości z temperatury  $-40^{\circ}\text{C}$  w stanie wyjściowym do ok.  $+50^{\circ}\text{C}$  po długotrwałej eksploatacji.

#### 4. SKRÓCONE PRÓBY PEŁZANIA

Zasadnicze znaczenie w ocenie stanu i przydatności do dalszej eksploatacji materiałów mają jednak wyniki badań pełzania, które dają możliwość nie tylko szacowania, ale wyznaczania czasu dalszej bezpiecznej pracy dla parametrów eksploatacyjnych. Na rysunku 11 przedstawiono porównanie uzyskanych wyników badań trwałości materiału w stanie wyjściowym i trwałości resztkowej materiałów komór wylotowych przegrze-



Rys. 11. Wyniki skróconych prób pełzania materiału komór przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 a) w stanie wyjściowym, b) po 108 tys. godzin eksploatacji w warunkach pełzania, c) po 160 tys. godzin eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 11. Results of abridged creep tests for the material of X20CrMoV11-1 primary superheater chambers a) in initial state, b) after 108 thousand h service under creep conditions, c) after 160 thousand h service under creep conditions

Tabela 3. Zestawienie trwałości resztkowej materiału komór wylotowych przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1, w temperaturze  $550^{\circ}\text{C}$  i przy naprężeniu 100 MPa odpowiadającym robocznemu, wyznaczonej na podstawie skróconych prób pełzania

Table 3. Summary of residual life for the material of X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chambers, at a temperature of  $550^{\circ}\text{C}$  and stress of 100 MPa, corresponding to working stress, determined on the basis of abridged creep tests

Stan materiału			Parametry eksploatacji		Trwałość resztkowa w temperaturze $550^{\circ}\text{C}$ $t_{re}$ , h
Klasyfikacja struktury		Stopień wyczerpania $t_e/t_r$	Temp. $T_e$ , °C	Czas $t_e$ , h	
Klasa struktury	Podklasy struktury				
0	0, 0, O	0	0	0	350 000
1	I, a, O	0,2÷0,3	550	108 000	110 000
2	I/II, a/b, O	0,3÷0,4	550	160 000	45 000



waczy pary po różnym czasie eksploatacji (Tabela 2), w postaci zależności czasu do zerwania w próbie pełzania  $t_{re}$  od temperatury badania  $T_e$  przy stałej wartości naprężenia odpowiadającego eksploatacyjnemu ( $\sigma_b = \sigma_e = 100$  MPa), uzyskanych na podstawie skróconych prób pełzania.

Metodologię wyznaczania trwałości resztkowej w oparciu o wyniki skróconych prób pełzania omówiono w [11, 32]. Wyznaczoną na podstawie uzyskanych wyników badań trwałość resztkową dla materiałów o różnych klasach struktury i odpowiadających im stopni wyczerpania, w odniesieniu do dotychczasowego czasu eksploatacji zestawiono w tabeli 3.

Na podstawie przeprowadzonych prób stwierdzono znaczne zmniejszenie trwałości resztkowej, będącej w praktyce czasem do zniszczenia materiału komór dla wymaganych eksploatacyjnych warunków temperaturowo-naprężeniowych. Trwałość materiału komór o czasie eksploatacji przekraczającym czas obliczeniowy (108 tys. godzin) obniża się ok. trzykrotnie, a w przypadku ich eksploatacji przez 160 tys. godzin stanowi tylko ok. 13% czasu uzyskiwanego dla materiału w stanie wyjściowym.

## 5. BADANIA ODOPORNOCI NA KRUCHE PEKANIE

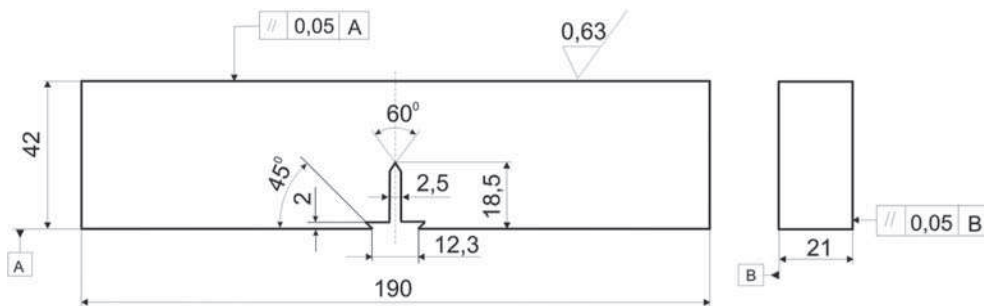
Metody badania wywodzące się z mechaniki pęknięcia zastosowano do wyznaczenia wielkości charakteryzu-

jącej odporność materiału komory na pęknięcie. Próbę odporności na kruche pęknięcie przeprowadzona na maszynie MTS zgodnie z normą BS7448, Part 1:1991. Stosowano próbki do trójpunktowego zginania wykonane zgodnie z rys. 12. W tym przypadku próbki do badań wykonano z materiału komory w stanie wyjściowym i po 142 tys. godzin pracy.

Wykresy przedstawiające zależność rozwarcia krawędzi szczeliny  $V$  w funkcji przyłożonej siły  $F$  rejestrowane w trakcie próby statycznego zginania stanowiły podstawę do określenia odporności materiału na kruche pęknięcie. Jako przykład na rysunku 13 przedstawiono wykres zginania próbki z materiału komory w stanie wyjściowym z wygenerowanym pęknięciem zmęczeniowym.

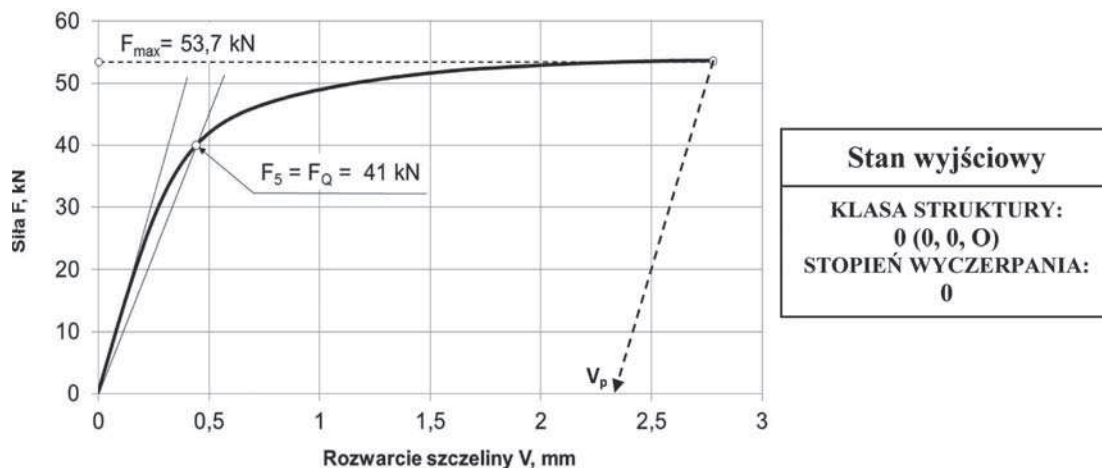
Złomy próbek po próbie zginania z widoczną strefą stabilnego wzrostu pęknięcia pokazano na rys. 14. Obserwacje powierzchni bocznej tych próbek ujawniły powstanie w czasie próby zginania tak zwanych „warg ściętych” (Rys. 15). Ich utworzenie związane jest z dominacją PSN (płaskiego stanu naprężenia), co ma miejsce w przypadku próbek o małej grubości. Proces ten bardziej uwydatnił się na próbce wykonanej z materiału wyjściowego (Rys. 14a). Powstająca płaszczyzna szczeliny oprócz płaskiej części środkowej posiada dwie boczne, pochylone w stosunku do płaszczyzny głównej pod kątem  $45^\circ$ .

Analizując uzyskane wyniki stwierdzono, że nie zostały spełnione określone normami warunki pozwalające wyznaczyć odporność materiału na kruche pę-



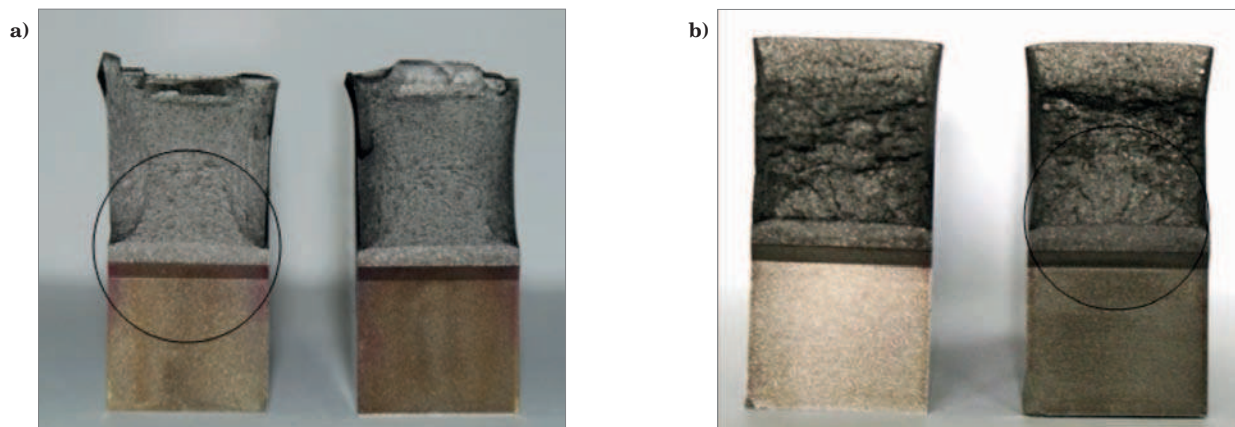
Rys. 12. Próбка do badania odporności na kruche pęknięcie

Fig. 12. Test piece for brittle cracking resistance testing



Rys. 13. Wykres statycznego zginania próbki z materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym z wygenerowanym pęknięciem zmęczeniowym

Fig. 13. Diagram of static bending for test piece taken from the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell in initial state with a fatigue crack



Rys. 14. Złomy próbek trójpunktowo zginanych wykonanych z materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1: a) próbka z materiału w stanie wyjściowym (b) próbka z materiału po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 14. Scraps of test pieces bent at three points taken from the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell: a) test piece from the material in initial state, b) test piece from the material after long-term service under creep conditions

kaniu wykorzystując parametry  $K_{Ic}$  i  $\delta_c$ . Rozwiązania mechaniki liniowo-sprężystej stosuje się tylko dla PSO, w którym dopiero wyznaczyć można wartość krytyczną współczynnika intensywności naprężeń  $K_{Ic}$ . Wyznaczenie tego współczynnika było niemożliwe ze względu na dominację PSN w próbce w płaszczyźnie pęknięcia, co skutkowało niespełnieniem warunku,  $F_{max}/F_Q \leq 1,1$ .

Obszar uplastycznienia przed wierzchołkiem wzrastającego pęknięcia powstały w warunkach statycznego zginania próbki spowodował, że podkrytyczny, stabilny rozwój pęknięcia osiągnął głębokość znacznie większą od wartości granicznej 0,2 mm. W związku z tym zgodnie z normą BS7448, part1:1991 do oceny odporności materiału na pęknięcie posłużono się parametrem nieliniowo sprężystej mechaniki pęknięcia, jakim jest  $\delta_u$  – krytyczne rozwarście szczeliny. Wartość  $\delta_u$  badanych materiałów zestawione w tabeli 4 wyznaczono z zależności:

$$\delta_u = \left[ \frac{4F_{max}f\left(\frac{a_0}{W}\right)}{B\sqrt{W}} \right] \frac{1-\nu^2}{2R_e E} + \frac{0,4(W-a_0)V_p}{0,4W+0,6a_0} \quad (1)$$

gdzie:

$F_{max}$  – maksymalna siła zarejestrowana podczas statycznej próby zginania próbki z wygenerowanym pęknięciem zmęczeniowym jak na rys. 13,

$f(a/W)$  – wartość funkcji podatności (dobierana z tabel zawartych w normie BS, lub obliczana ze wzoru zawartego w normie),

$a_0$  – długość szczeliny od krawędzi próbki do wierzchołka szczeliny zmęczeniowej,

$W$  – wysokość próbki,

$B$  – grubość próbki,

$R_e$  – granica plastyczności,

$E$  – moduł Younga,

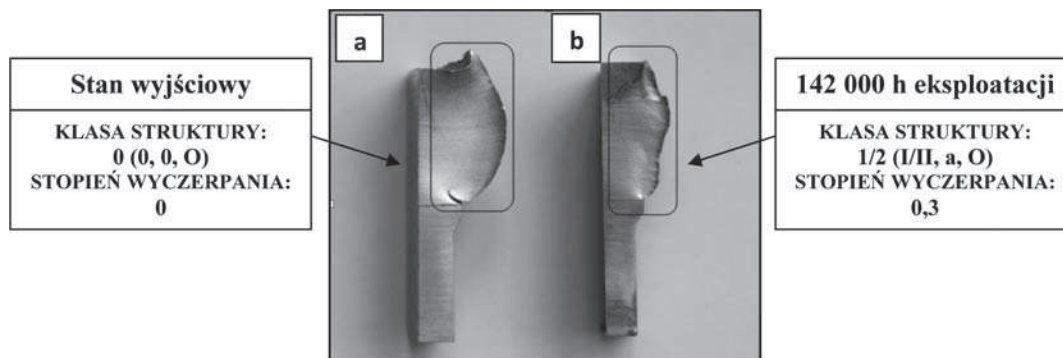
$\nu$  – współczynnik Poissona,

$V_p$  – rozwarście szczeliny (trwałe-plastyczne) jak na rys. 13

Tabela 4. Porównanie odporności na kruche pęknięcie materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym oraz po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Table 4. Comparison of brittle cracking resistance of the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell in initial state and after long-term service under creep conditions

Stan materiału	Odporność na pęknięcie krytyczne rozwarście szczeliny – $\delta_u$ , mm
wyjściowy	0,65
po eksploatacji poza czasem obliczeniowym	0,16



Rys. 15. „Wargi ścięte” w próbkach wykonanych z materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1: a) w stanie wyjściowym, b) po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 15. "Cut lips" in test pieces taken from the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell: a) in initial state, b) after long-term service at creep conditions



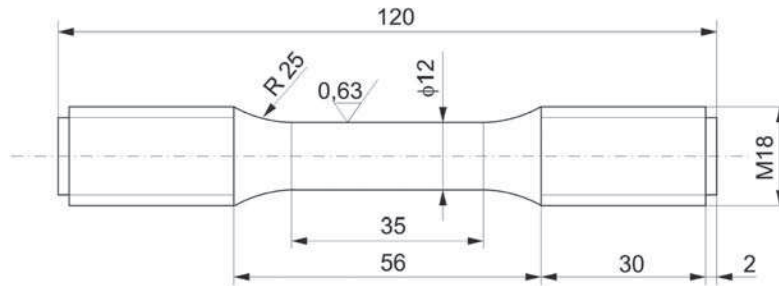
## 6. BADANIA ZMĘCZENIA NISKOCYKLOWEGO

Próbkę zmęczeniową małą liczbą cykli przeprowadzono na próbkach cylindrycznych (Rys. 16) wykonanych z materiału komory po długotrwałej eksploatacji (142 tys. godzin) i w stanie wyjściowym.

Próby zmęczenia niskocyklowego przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej MTS. Badanie wykonano przy temperaturze pokojowej oraz 550°C odpowiadają-

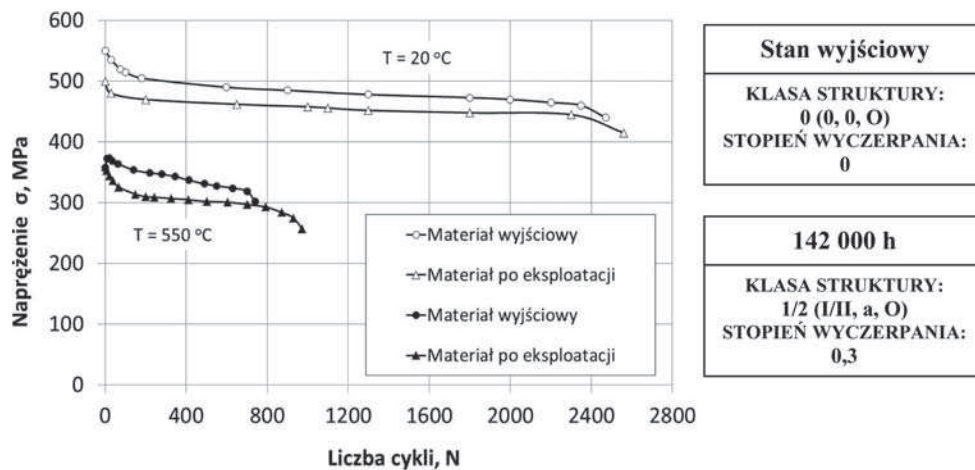
cej temperaturze eksploatacji komory przegrzewacza pary. Stosowano nagrzewanie próbek metodą indukcyjną. Badanie prowadzono przy sterowaniu odkształceniem w zakresie  $\Delta\epsilon_c = 0,8\%$ , do momentu pojawienia się pierwszych pęknięć na powierzchni próbki.

Na podstawie uzyskanych wyników opracowano wykresy cyklicznego odkształcania badanych materiałów (Rys. 17). Na rys. 18 i 19 zestawiono charakterystyczne dla niskocyklowego zmęczenia pętle histerezy. Charakterystyki zmęczenia niskocyklowego materiału komory



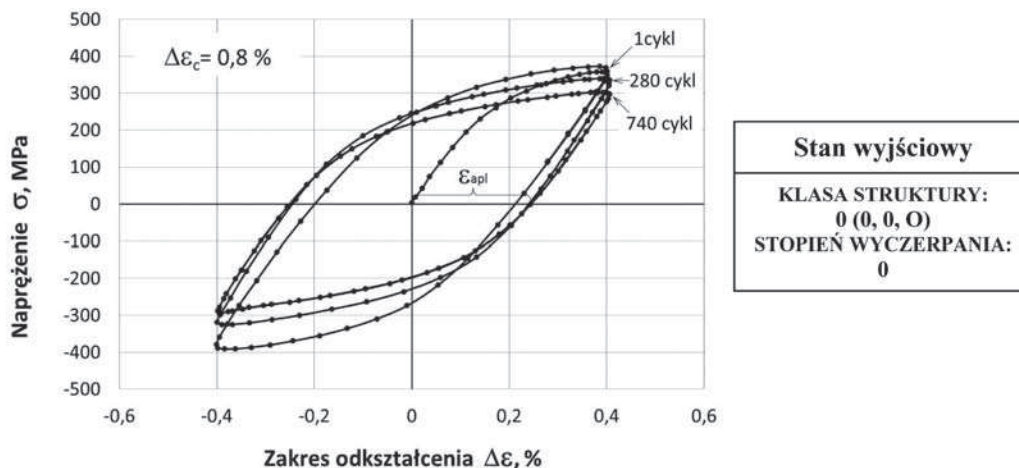
Rys. 16. Próbką do badań zmęczenia: niskocyklowego

Fig. 16. Test piece for low-cycle fatigue tests



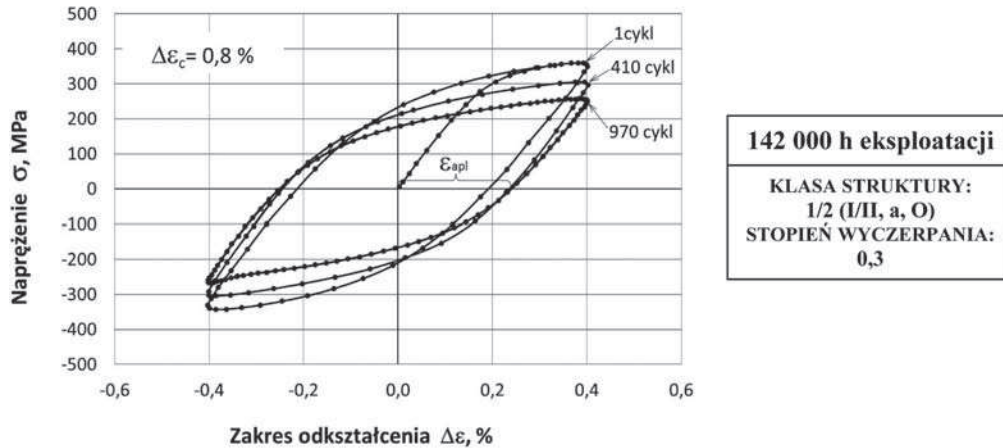
Rys. 17. Porównanie wykresów cyklicznego odkształcania materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 17. Comparison of the diagrams of cyclic deformation for the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell in initial state and after long-term service under creep conditions



Rys. 18. Pętle histerezy zarejestrowane w próbie zmęczenia niskocyklowego materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym

Fig. 18. Hysteresis loops recorded in the low-cycle fatigue test for the material of the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell in initial state



Rys. 19. Pętle histerezy zarejestrowane w próbie zmęczenia niskocyklowego materiału płaszczu komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 19. Hysteresis loops recorded in the low-cycle fatigue test for the material of the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions

w stanie ustabilizowanym, tzn. naprężenie nasycenia  $\sigma_{an}$  i amplitudę odkształcenia plastycznego  $\varepsilon_{apl}$ , zestawiono w tabeli 5.

Analiza uzyskanych wyników wskazuje, iż w procesie zmęczenia niskocyklowego zarówno w temperaturze pokojowej jak i 550°C, materiały wykazywały osłabienie w wyniku działania zmęczenia niskocyklowego (Rys. 17). Materiał po eksploatacji w procesie cyklicznego odkształcania charakteryzował się mniejszą w stosunku do materiału wyjściowego wartością naprężenia nasycenia  $\sigma_{an}$ . W temperaturze pokojowej naprężenie  $\sigma_{an}$  było mniejsze o 35 MPa i osiągnęło wartość 450 MPa. Podobnie w temperaturze 550°C w przypadku materiału po eksploatacji wartość  $\sigma_{an}$  uległa zmniejszeniu o 45 MPa do wartości 305 MPa.

Tabela 5. Porównanie charakterystyk zmęczenia niskocyklowego materiału płaszczu komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Table 5. Comparison of low-cycle fatigue characteristics for the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell in initial state and after long-term service under creep conditions

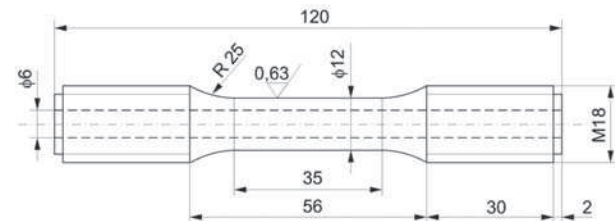
Stan materiału	$N_f$ , cykle		$\sigma_{an}$ , MPa		$\varepsilon_{apl}$ , %
	20°C	550°C	20°C	550°C	
wyjściowy		740	485	350	0,23
po eksploatacji poza czasem obliczeniowym	ok. 2400	970	450	305	

Trwałość badanych materiałów w temperaturze pokojowej była porównywalna i osiągnęła wartość ok.  $N_f = 2500$  cykli. W temperaturze 550°C, natomiast trwałość materiału eksploatowanego ( $N_f = 970$  cykli) była znacząco większa o ok. 30% w porównaniu z materiałem w stanie wyjściowym ( $N_f = 740$  cykli).

## 7. BADANIA ZMĘCZENIA CIEPLNO-MECHANICZNEGO

W próbach zmęczeniowych próbki w stanie wyjściowym i po eksploatacji (142 tys. godzin) wykonane zgodnie z rys. 20 cyklicznie nagrzewano metodą indukcyjną

i chłodzono od wewnątrz strumieniem powietrza, w zakresie zmiany temperatury 250°C ↔ 550°C. Przy temperaturze 550°C próbki obciążono siłą osiową o wartości  $F_0 = 10$  kN. W ten sposób w badaniach symulowano występowanie naprężeń w ścianie komory przegrzewacza wywołanych ciśnieniem pary. Badanie prowadzono przy sterowaniu maszyny MTS odkształceniem, tak że stosunek  $K = \varepsilon_M / \varepsilon_T = 1$ . Ocenę wpływu długotrwałej eksploatacji na mechaniczne zachowanie materiałów dokonano przyjmując za podstawę próby zmęczeniowej 1000 cykli zmiany temperatury. W badaniach nie obserwowano pojawienia się pęknięć na powierzchni zewnętrznej próbek.



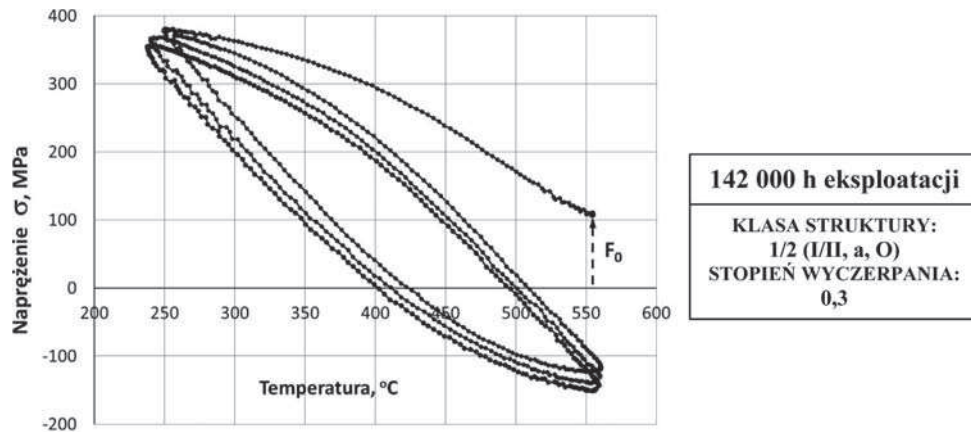
Rys. 20. Próbką do badań zmęczenia cieplno-mechanicznego

Fig. 20. Test piece for thermo-mechanical tests

Na podstawie numerycznie zarejestrowanych danych opracowano wykresy przedstawiające pętle histerezy, w układzie  $(\sigma, T)$ , dla charakterystycznych faz (początkowa, środkowa i końcowa) procesu zmęczenia cieplno-mechanicznego. Przykładowy wykres przedstawiono na rys. 21. Na podstawie uzyskanych danych opracowano wykresy cyklicznego odkształcania (Rys. 22), co umożliwiło określenie naprężenia nasycenia badanych materiałów  $\sigma_{an}$  (Tabela 6).

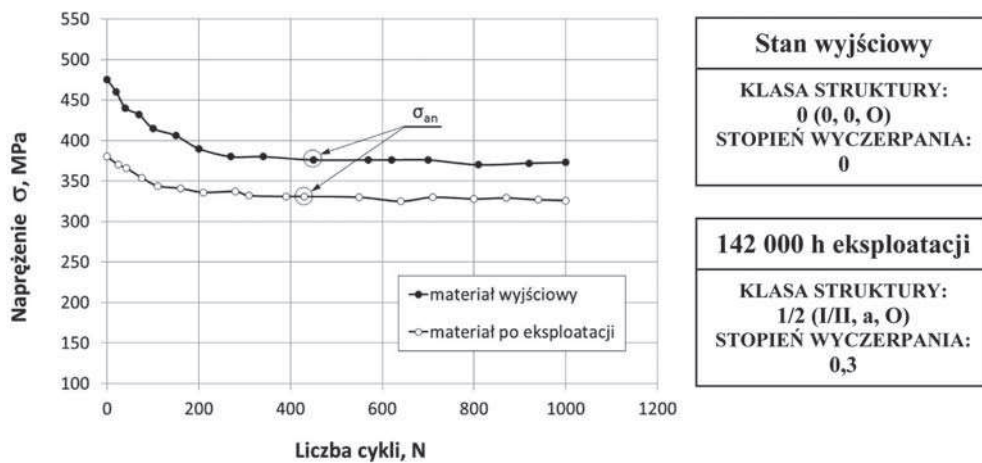
W warunkach zmęczenia cieplno-mechanicznego podobnie jak w przypadku zmęczenia niskocyklowego, materiały charakteryzowało osłabienie będące skutkiem zwiększającej się liczby cykli (Rys. 22). Materiał po eksploatacji osiągał nasycenie przy naprężeniu  $\sigma_{an}$  mniejszym o ok. 50 MPa w porównaniu z materiałem wyjściowym (Tabela 6). Efekt intensywniejszego osłabienia materiału komory eksploatowanej mógł być warunkowany zmianami w mikrostrukturze materiału podczas długotrwałej pracy w temperaturze 550°C.





Rys. 21. Pętle histerezy zarejestrowane w próbie zmęczenia ciepłno-mechanicznego materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 21. Hysteresis loops recorded in the thermo-mechanical fatigue test for the material of X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions



Rys. 22. Porównanie wykresów cyklicznego odkształcania w warunkach zmęczenia ciepłno-mechanicznego materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 22. Comparison of the diagrams of cyclic deformation under thermo-mechanical fatigue conditions for the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell in initial state and after long-term service under creep conditions

Tabela 6. Porównanie wartości naprężenia nasycenia  $\sigma_{an}$  materiału płaszczka komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Table 6. Comparison of the values of saturation stress  $\sigma_{an}$  for the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell in initial state and after long-term service under creep conditions

Stan materiału	Parametry badań zmęczenia ciepłno-mechanicznego $T = 250^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 550^{\circ}\text{C}$ , $F_0 = 10 \text{ kN}$ , $K = \frac{\varepsilon_M}{\varepsilon_T} = 1$
	Naprężenie nasycenia $\sigma_{an}$ , MPa
wyjściowy	380
po eksploatacji poza czasem obliczeniowym	330

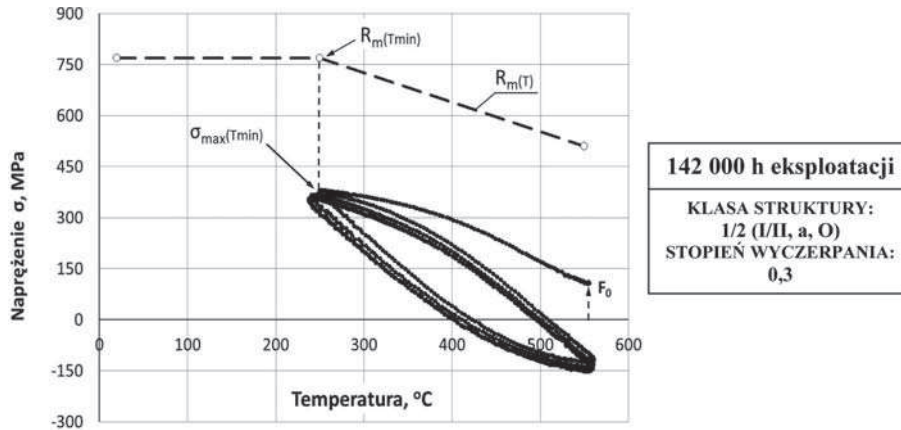
Mechaniczne zachowanie materiałów w próbie zmęczenia ciepłno-mechanicznego scharakteryzowano poprzez wyznaczenie wartości parametru ZN (zapas nośności) oraz parametru ZC (zgniot cieplny). Podstawą do ich wyznaczenia były wykresy przedstawione na

rys. 23 i 24. Zapas nośności, wyrażony zależnością (2), określa możliwość wystąpienia pęknięć w próbce, w minimalnej temperaturze cyklu. Zgniot cieplny, opisany zależnością (3), należy łączyć (ze względu na zależność  $\varepsilon = \beta \Delta T$ ) z odkształceniem plastycznym kumulowanym w próbce w kolejnych cyklach zmiany temperatury, które w konsekwencji prowadzi do wygenerowania pęknięć i jej zmęczeniowego pęknięcia. Wartości obliczonych parametrów ZN i ZC zestawiono w tabeli 7.

$$ZC = \frac{T_R - T_S}{T_R} \cdot 100\% \quad (2)$$

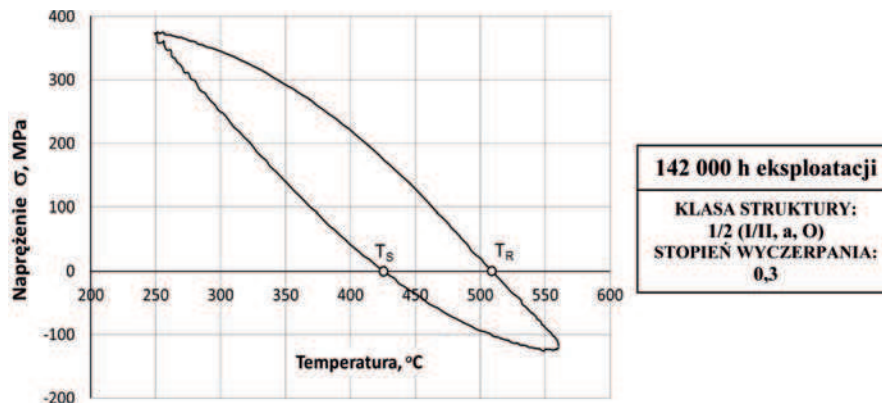
$$ZC = \frac{T_R - T_S}{T_R} \cdot 100\% \quad (3)$$

Zapas nośności materiału w stanie wyjściowym osiągnął wartość ZN = 41%, a materiału po eksploatacji wartość większą ZN = 50%. Wysokie i zbliżone do siebie wartości (ZN) świadczą o tym, iż w badanych materiałach nie zachodzi niebezpieczeństwo wystąpienia pęknięć w początkowym etapie procesu zmęczenia ciepłno-mechanicznego. Natomiast wartość zgniotu cieplnego (ZC) materiału wyjściowego osiągnęła wartość ok. 13,8%; a materiału po eksploatacji ok. 17,3%. Uwzględ-



Rys. 23. Pętla histerezy na tle uproszczonej charakterystyki  $R_m(T)$ , zarejestrowane w warunkach zmęczenia cieplno-mechanicznego materiału płaszcza komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 23. Hysteresis loops against the background of simplified characteristics  $R_m(T)$ , recorded under thermo-mechanical fatigue conditions for the material of the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions



Rys. 24. Pętla histerezy zarejestrowana w drugim cyklu próby zmęczenia cieplno-mechanicznego materiału płaszcza komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Fig. 24. Hysteresis loop recorded in the second cycle of the thermo-mechanical fatigue test for the material of the X20CrMoV11-1 steel primary steam superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions

Tabela 7. Porównanie wartości parametrów ZN oraz ZC materiału płaszcza komory wylotowej przegrzewacza pary pierwotnej ze stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania

Table 7. Comparison of the values of ZN and ZC parameters for the material of X20CrMoV11-1 steel primary superheater outlet chamber shell after long-term service under creep conditions

Stan materiału	Parametry badań zmęczenia cieplno-mechanicznego $T = 250^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 550^{\circ}\text{C}$ , $F_0 = 10 \text{ kN}$ , $K = \frac{\varepsilon_M}{\varepsilon_T} = 1$	
	ZN, %	ZC, %
wyjściowy	41	13,8
po eksploatacji poza czasem obliczeniowym	50	17,3

niając wyższe wartości ZC w przypadku materiału po eksploatacji, (świadczące o większym odkształceniu  $\varepsilon_{pl}$  kumulowanym w próbce) należy założyć, iż w procesie zmęczenia cieplno-mechanicznego, generowanie pęknięć może zachodzić po mniejszej liczbie obciążeń cieplnych.

## 7. PODSUMOWANIE

Badane materiały wykazały charakterystyczne dla stali X20CrMoV11-1 w warunkach długotrwałej eksploatacji zmiany mikrostruktury martenzytu odpuszczonego o budowie listwowej. Zmiany te są głównie skutkiem pełzania. Obserwacje dokonane w mikroskopie skaningowym ujawniły nieznaczny rozpad odpuszczonego martenzytu, liczne drobne wydzielienia na granicach listew i ziarn pierwotnego austenitu po 20 000 godzin eksploatacji. Natomiast po 108 000 godzin obserwowano częściowy rozpad odpuszczonego martenzytu, łańcuszki wydzielen na granicach ziarn pierwotnego austenitu i miejscami na granicach listew. Długotrwała eksploatacja w czasie 160 000 godzin doprowadziła do powstania podziarn oraz koagulacji i wzrostu wielkości wydzielen. Twardość materiału uległa znacznemu zmniejszeniu wraz ze wzrostem czasu eksploatacji komory i zawierała się w przedziale od 248 do 210 HV10. Materiał komory po eksploatacji charakteryzowało znaczne obniżenie właściwości wytrzymałościowych. Wytrzymałość na rozciąganie uległa obniżeniu w odniesieniu do stanu wyjściowego ( $R_{m,20C} = 780 \text{ MPa}$ ) o ok. 10% i osiągnęła wartość 713MPa po 160 000 godzin eksploatacji. Natomiast po



tym czasie uległa zmniejszeniu granica plastyczności o ok. 15% i 25% odpowiednio w temperaturze pokojowej i 500°C. Wskaźniki wytrzymałościowe materiału komory jednocześnie nie uległy zmniejszeniu poniżej minimalnej wartości normatywnej (Rys. 9).

Istotną metodą ujawnienia obniżających się właściwości użytkowych materiału komory po wieloletniej pracy okazało się badanie udarności. W materiale po eksploatacji stwierdzono wzrost kruchości przejawiający się niekorzystnym przesunięciem progu kruchości z temperatury -40°C w stanie wyjściowym, do ok. 50°C po długotrwałej eksploatacji. Ma to związek z procesami wydzieleniowymi węglików na granicach ziarn byłego austenitu, determinujących ich wytrzymałość kohezyjną.

Na podstawie wyników skróconych prób pełzania można stwierdzić, że trwałość resztkowa maleje z wydłużaniem czasu eksploatacji. Trwałość resztkowa będąca w praktyce czasem do zniszczenia materiału dla wymaganych eksploatacyjnych warunków temperaturowo-naprężeniowych, obniża się i dla materiałów o czasie eksploatacji nieznacznie przekraczającym czas obliczeniowy (108 tys. godzin) stanowi ok. 1/3, a po przekroczeniu o 60% obliczeniowego czasu pracy, stanowi już tylko 13% trwałości materiału w stanie wyjściowym. Obniżanie się trwałości resztkowej wynika ze zmian, które zaszły w mikrostrukturze jako skutek długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania.

Zmianę właściwości użytkowych materiału komory po eksploatacji obserwowano również w próbach zmęczenia niskocyklowego i ciepłno-mechanicznego. W procesach zmęczeniowych badane materiały wykazywały osłabianie ze wzrostem liczby cykli (Rys. 17, 22) charakteryzujące ich zdolność do przenoszenia obciążenia. W przypadku materiału po 142 tys. godzin eksploatacji wartość naprężenia nasycenia  $\sigma_{an}$  była o ok. 50 MPa mniejsza od uzyskanego dla materiału w stanie wyjściowym. Natomiast jego trwałość niskocyklowa w temperaturze 550°C uległa zwiększeniu o ok. 30%.

W próbach zmęczenia ciepłno-mechanicznego stwierdzono istotne zróżnicowanie wartości zapasu nośności (ZN) i zgniotu cieplnego (ZC) zależne od stanu materiału. Wysoka wartość ZN w przypadku materiału w stanie wyjściowym świadczy o tym, iż w komorze przegrzewacza pary nie zachodziło niebezpieczeństwo wystąpienia pęknięć w początkowym etapie eksploatacji. Natomiast większa wartość zgniotu cieplnego ZC materiału po eksploatacji znacznie powyżej obliczeniowego czasu pracy wskazuje na ułatwiony proces generowania pęknięć w materiale. Zdolność do generowania pęknięć narasta w miarę dalszego upływu czasu pracy komory przegrzewacza pary.

Istotną cechą materiału eksploatowanego znacznie powyżej obliczeniowego czasu pracy było obniżenie, w odniesieniu do materiału w stanie wyjściowym, odporności na pękanie wyrażone parametrem  $\delta_u$ . Odporność na pękanie materiału w stanie wyjściowym wynosiła  $\delta_u = 0,65$  mm, natomiast materiału po eksploatacji przez 142 tys. godzin była tylko ¼ tej wartości i wynosiła  $\delta_u = 0,16$  mm. Mniejsza wartość parametru  $\delta_u$  może wskazywać na łatwiejszą inicjację i rozwój pęknięć w ściankach płaszczu komory wraz ze wzrostem czasu pracy. Ich rozwój jednakże nie miałby charakteru metastabilnego, katastroficznego. Badania wykazały bowiem, że w stali X20CrMoV11-1 po długotrwałej eksploatacji obserwowano podkrytyczny, stabilny rozwój

wzrastającego pęknięcia, determinowany znacznym odkształceniem plastycznym przed jego frontem. Taki sposób inicjacji i charakter rozwoju pęknięć w analizowanym obiekcie zapewniałyby oczekiwane bezpieczeństwo jego eksploatacji.

## 8. WNIOSKI

1. Długotrwała eksploatacja komór przegrzewacza pary w warunkach pełzania spowodowała charakterystyczne dla stali X20CrMoV11-1 zmiany w mikrostrukturze odpuszczonego martenzytu o pierwotnej budowie listwowej. Skutkiem długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania był znaczny rozpad i częściowy zanik listew odpuszczonego martenzytu, utworzenie znacznej ilości podziarn, znaczne zmniejszenie liczby występujących listew martenzytu oraz powstanie dużej ilości węglików  $M_{23}C_6$  występujących na granicach podziarn. Twardość materiału płaszczu komór obniżała się z ok. 250 do ok. 210 HV10 stopniowo ze wzrostem czasu eksploatacji komory.
2. Materiał płaszczu komory po eksploatacji charakteryzowało obniżanie właściwości wytrzymałościowych. Wytrzymałość na rozciąganie uległa obniżeniu, w odniesieniu do stanu wyjściowego ( $R_{m,20C} = 780$  MPa), o ok. 10% i osiągnęła wartość 713 MPa po 160 000 godzin eksploatacji. Natomiast po tym samym czasie eksploatacji granica plastyczności uległa zmniejszeniu o ok. 15 i 25% odpowiednio w temperaturze pokojowej i w 500°C.
3. Stwierdzono wzrost kruchości materiału komory eksploatowanej w warunkach pełzania w stosunku do materiału w stanie wyjściowym, skutkujący przesunięciem progu kruchości z temperatury ok. -40°C w stanie wyjściowym, do ok. +50°C po długotrwałej eksploatacji.
4. Obserwacje morfologii przełomów, po próbie udarowego zginania, wykazały zróżnicowany charakter ich pękania. W materiale po eksploatacji obserwowano pękanie kruche międzykrystaliczne, natomiast w przypadku materiału w stanie wyjściowym na przełomach złamanych próbek stwierdzono przełomy mieszane z dużym udziałem przełomu ciągliwego.
5. Trwałość resztkowa materiału komór, określona na podstawie wyników skróconych prób pełzania maleje z wydłużaniem czasu ich eksploatacji. Dla materiału eksploatowanego w czasie nieznacznie przekraczającym obliczeniowy (108 tys. godzin) stanowiła ok. 30%, a po jego przekroczeniu o 60%, stanowiła tylko ok. 15% trwałości materiału w stanie wyjściowym.
6. Odporność na pękanie materiału komory przegrzewacza pary scharakteryzowano krytycznym rozwarciem szczeliny  $\delta_u$ . Dla materiału eksploatowanego przez 142 tys. godzin, parametr  $\delta_u$  osiągnął wartość 0,14 mm, to znaczy znacząco mniejszą od uzyskanej dla materiału w stanie wyjściowym ( $\delta_u = 0,65$  mm). Porównanie wartości  $\delta_u$  dla materiału w stanie wyjściowym i po eksploatacji, wskazuje jednoznacznie na możliwość łatwiejszego (przy mniejszych obciążeniach) rozwoju pęknięć wygenerowanych w warunkach długotrwałej eksploatacji. Nie oznacza to jednak, że potencjalny wzrost pęknięć w komorze miałby charakter gwałtowny i katastroficzny. Przeprowadzone badania wykazały bowiem, że wzrost pęknięć byłby poprzedzony dużym odkształceniem

plastycznym, co zapewniałoby bezpieczeństwo eksploatacji elementu.

7. Zmiany właściwości użytkowych materiału komory po eksploatacji obserwowane w próbach zmęczenia niskocyklowego i ciepłno-mechanicznego wykazywały cykliczne osłabienie, charakteryzujące ich zdolność do przeniesienia obciążenia. W materiale po eksploatacji, znacznie przekraczającej obliczeniowy czas pracy, naprężenie nasycenia  $\sigma_{an}$  było o ok. 50 MPa mniejsze niż uzyskane dla materiału w stanie wyjściowym. Ponadto trwałość niskocyklowa  $N_f$  w temperaturze 550°C materiału komory po takiej eksploatacji wzrosła o ok. 30% w porównaniu z trwałością materiału w stanie wyjściowym. Wzrost ten można wiązać ze zmianą mikrostruktury tego materiału będącej skutkiem długotrwałego pełzania, której postać

umożliwiła uzyskanie większej odporności na niskocyklowe zmęczenie przy równoczesnym obniżeniu się wytrzymałości na pełzanie.

8. W próbach zmęczenia ciepłno-mechanicznego stwierdzono istotne zróżnicowanie zapasu nośności (ZN) i zgniotu ciepłnego (ZC) w zależności od stanu materiału. Wysoka wartość ZN w przypadku materiału w stanie wyjściowym świadczy o tym, iż w komorze przegrzewacza pary nie zachodziło niebezpieczeństwo wystąpienia pęknięć w początkowym okresie eksploatacji. Natomiast większa wartość zgniotu ciepłnego (ZC) materiału, po czasie eksploatacji znacznie przekraczającym obliczeniowy, może świadczyć o ułatwionym procesie inicjacji i generowania pęknięć w materiale z wydłużaniem się czasu pracy komory przegrzewacza pary.

#### LITERATURA

- Mutwil K., Cieśla M.: Konstrukcyjne i eksploatacyjne uwarunkowania procesów pęknięcia komór przegrzewaczy pary. *Inżynieria Materiałowa*, nr 6, 2007, s. 914-919
- Okrajni J., Cieśla M., Mutwil K.: Prognozowanie trwałości elementów urządzeń energetycznych. *Inżynieria Materiałowa* nr 1, 2005, s. 15-20
- Okrajni J., Mutwil K., Cieśla M., Essler W.: Badania procesów pęknięcia i ocena trwałości grodziowych przegrzewaczy pary. *Konf. nt.: Problemy i innowacje w remontach energetycznych – PIRE 2005, Szklarska Poręba 2005*
- Okrajni J., Marek A., Junak G.: Description of the deformation process under thermo-mechanical fatigue. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 21, issues 2, April 2007, s. 15-23
- Okrajni J., Plaza M., Marek A.: „Zmęczenie ciepłno-mechaniczne elementów urządzeń energetycznych”, *Energetyka XIV/2007*
- Mutwil K., Cieśla M.: Ocena wpływu podziałki króćców wlotowych na wytrzymałość komory przegrzewacza pary P3. *X Konferencja Naukowo-Techniczna nt. „Projektowanie i Innowacje w Remontach Energetycznych – PIRE 2008”, Ustroń 26 – 28.11.2008. Energetyka, Zeszyt Tematyczny nr XVIII, 2008, s. 85-88*
- Dobrzański J., Zieliński A., Zieliński K., Wodzyński J.: Projekt celowy Nr 7 T08B 254 2000 C/5153: Modernizacja węzłów przegrzewaczy instalacji ciśnieniowej wysokoprężnych kotłów parowych; tytuł prac badawczo-rozwojowych: Dobór i zbadanie materiałów, opracowanie unowocześnionej konstrukcji oraz wykonanie nowych elementów przegrzewacza pary dla kotłów w blokach 360 i 500 MW, Gliwice, 2001-2003 (maszynopis niepublikowany)
- Dobrzański J., Zieliński A., Zieliński K., Wodzyński J.: Modernizacja węzłów przegrzewaczy instalacji ciśnieniowej wysokoprężnych kotłów parowych, *Prace IMŻ 2005*, t. 57, nr 4, s. 15-18
- Dobosiewicz J.: „Ocena ryzyka niezawodnej eksploatacji komór przegrzewaczy kotłów parowych”, *Dozór Techniczny*, 2009, nr 3, s. 50-56
- Dobosiewicz J., *Badania Diagnostyczne urządzeń ciepłno-mechanicznych w energetyce*, Biuro Gamma, Warszawa, 1999
- Hernas A., Dobrzański J.: Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych, *Wydawnictwo Politechniki Śląskiej Gliwice*, 2003
- Praca zbiorowa pod redakcją Adama Hernasa, *Materiały i technologie do budowy kotłów nadkrytycznych i spalarni odpadów*, Wyd. Stowarzyszenia Inżynierów i Techników Przemysłu Hutniczego w Polsce, Katowice, 2009.
- Hernas A., Dobrzański J., Kielbus A.: Degradation of microstructure and properties of X20CrMoV121 steel after long-term service, *Proceedings of the European Metallographic Conference and Exhibition EURO MET, Saarbrücken, Germany*, 2000
- Zbroińska E., Dobosiewicz J.: Uszkodzenia komór przegrzewaczy kotłów parowych, *Energetyka 1993*, nr 1
- Hernas A., Kielbus A., Dobrzański J., Nowak W.: Degradation of superheater headers during long-term service, *Inżynieria Materiałowa 4 (2001)*, s 376-379
- Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J.: *Odształcanie i pęknięcie metali*, WNT, 1999
- German J., Biel-Golaska M.: *Podstawy i Zastosowanie Mechaniki Pęknięcia w Zagadnieniach Inżynierskich*, Instytut Odlewnictwa, Kraków 2004
- Kocańda A.: *Trwałość zmęczeniowa stali narzędziowych do obróbki plastycznej na zimno przy małej liczbie cykli obciążeń*, praca doktorska, Politechnika Warszawska, Warszawa 1976
- Żuchowski R.: *Zmęczenie cieplne metali i elementów konstrukcji*, Wyd. Politechniki Wrocławskiej, Seria Monografie 15, 1981
- Rusiński E., Smolnicki T., Wyszyński J.: *Numeryczna symulacja wytrzymałości komory drugiego stopnia przegrzewacza w kotłach Elektrowni Turów*, *Przegląd Mechaniczny Zeszyt 5-6*, 1999
- Czmochoński J., Górski A., Iluk A., Wyszyński J.: *Numeryczna weryfikacja wytrzymałości przegrzewacza grodziwego kotła energetycznego. VI Międzynarodowa Konferencja Naukowa Computer aided engineering*, Polanica Zdrój 2002
- Mutwil K., Cieśla M.: *Ocena wytrzymałości komór przegrzewaczy pary w ustalonych warunkach pracy kotła energetycznego, VII Międzynarodowa Konferencja Naukowa Computer aided engineering*, Polanica Zdrój 2004
- Neimitz A.: *Mechanika Pęknięcia*, PWN, Warszawa 1998
- Neimitz A., Dzioba I., Graba M., Okrajni J.: *Ocena wytrzymałości, trwałości i bezpieczeństwa pracy elementów konstrukcyjnych zawierających defekty*, Wyd. Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2008
- Bochenek A.: *Elementy mechaniki pęknięcia*, Wyd. Politechniki Częstochowskiej 1998
- German J.: *Podstawy mechaniki pęknięcia*, Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, Kraków, 2005
- PN-87/H-04335, „Metoda badania odporności na pęknięcie w płaskim stanie odkształcenia”, PKN, MiJ, 1987
- BS7448, Part 1:1991, *Fracture mechanics toughness tests, Part1. Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical J values of metallic materials*
- Dobrzański J.: *The classification method and the technical condition evaluation of the critical elements' material of power boilers in creep service made from the 12Cr-1Mo-V*, *Journal of Materials Processing Technology 164-165 (2005)* 785-794
- Dobrzański J.: *Materiałoznawcza interpretacja trwałości stali dla energetyki*, Monografia, Open Access Library, Volume 3, 2011
- 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
- Dobrzański J., Zieliński A.: *Ocena trwałości eksploatacyjnej stali energetycznych pracujących powyżej temperatury granicznej w oparciu o skrócone próby pełzania*, *Materiały IX Seminarium naukowo-technicznego nt. Badania materiałowe na potrzeby elektrowni i przemysłu energetycznego*, Zakopane, 2002, s. 97-108