

WPŁYW DŁUGOTRWAŁEGO ODDZIAŁYWANIA TEMPERATURY I NAPRĘŻENIA NA TRWAŁOŚĆ EKSPLOATACYJNĄ STALI HR3C I JEJ JEDNORODNEGO ZŁĄCZA SPAWANEGO

Stal HR3C jest nową stalą przeznaczoną do budowy elementów ciśnieniowych kotłów o nadkrytycznych parametrach pracy. W stali tej podczas eksploatacji w podwyższonej temperaturze, dzięki dodatkom Cr, Nb i N wydzielają się związki typu MX, NbCrN i $M_{23}C_6$, co prowadzi do zmiany właściwości mechanicznych. W pracy przedstawiono wyniki badań mikrostruktury po starzeniu tej stali w temperaturze 650, 700 i 750°C w czasie do 10 000 godz. Badania mikrostruktury przeprowadzono przy użyciu skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Identyfikację jakościową i ilościową występujących wydzielen wykonano metodą rentgenowskiej analizy fazowej. Opisano wpływ podwyższonej temperatury na zmiany w mikrostrukturze badanej stali. Przeprowadzono skrócone próby pełzania. Uzyskane wyniki stanowią podstawę charakterystyk materiałowych stali nowej generacji, które są wykorzystane w diagnostyce materiałowej elementów części ciśnieniowej kotłów energetycznych.

Słowa kluczowe: pełzanie, mikrostruktura, wydzielenia

EFFECT OF LONG-TERM EXPOSURE TO TEMPERATURE AND STRESS ON THE SERVICE LIFE OF THE HR3C STEEL AND ITS HOMOGENEOUS WELDED JOINT

HR3C steel is a new steel designed for the construction of pressure components for boilers with supercritical performance. In this steel, during operation at elevated temperatures, the compounds MX, NbCrN and $M_{23}C_6$ are released due to the addition of Cr, Nb and N, leading to a change in mechanical properties. The paper presents the results of microstructure studies after ageing of this steel at 650, 700 and 750°C for up to 10,000 hours. Microstructure studies were carried out using scanning and transmission electron microscopy. Qualitative and quantitative identification of the occurring precipitations was carried out using X-ray phase analysis. The effect of elevated temperature on changes in the microstructure of the investigated steel is described. Shortened creep tests were carried out. The obtained results are the basis for material characteristics of the new generation steel used in material diagnostics of pressure components of power boilers.

Keywords: creep, microstructure, precipitations

1. WPROWADZENIE

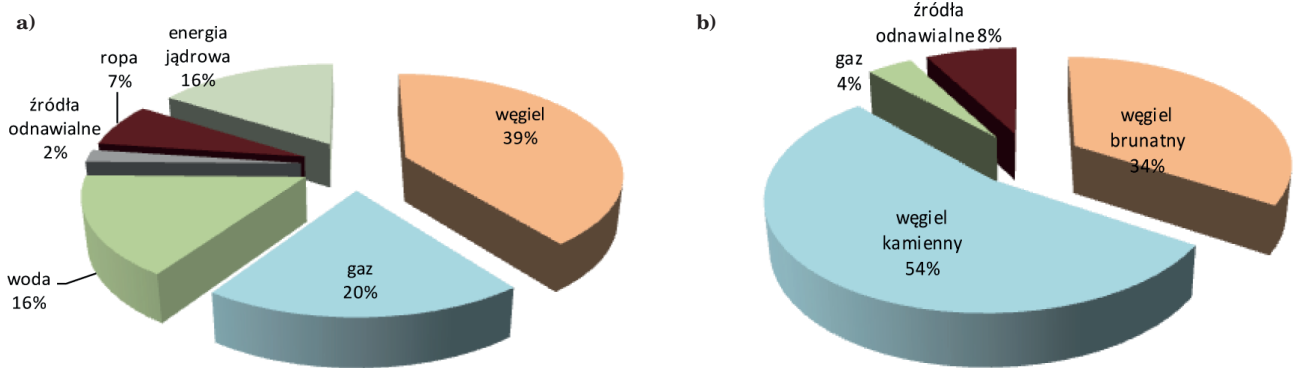
W świetle europejskich uwarunkowań prawnych, krajowych zasobów węgla brunatnego i kamiennego, dekapitalizacji licznych bloków, a także bezpieczeństwa energetycznego kraju, realne kierunki badań i rozwoju energetyki zmiernają do modernizacji starych bloków i budowy nowoczesnych bloków energetycznych o parametrach pary podwyższonych z poziomu dotychczasowego tzn. temperatury 540°C i ciśnienia 18 MPa do parametrów ultranadkrytycznych (USC) tj. 650÷740°C i ciśnienia 30÷35 MPa. Nowoczesność technologii energetycznych można określić na podstawie dwóch głównych parametrów, sprawności bloku i związanej z tym ilości szkodliwych dla środowiska emisji zanieczyszczeń [1].

Światowa energetyka do produkcji energii elektrycznej w różnym stopniu wykorzystuje technologie oparte

na spalaniu węgla kamiennego i brunatnego, biopaliw, gazu oraz energię jądrową i źródła odnawialne (Rys. 1a). Natomiast krajowa energetyka w około 88% oparta jest na spalaniu węgla kamiennego i brunatnego (Rys. 1b) [1].

Generuje to w odniesieniu do energetyki światowej zwiększoną emisję szkodliwych emisji zanieczyszczeń do atmosfery, głównie CO₂, jak również NO_x i SO₂. Ma to zatem szczególne znaczenie w kontekście polityki Unii Europejskiej, która nastawiona jest na zdecydowane obniżenie emisji zanieczyszczeń do atmosfery, między innymi poprzez dekarbonizację energetyki.

W tym kontekście krajowa energetyka w swoich planach rozwojowych musi sprostać tym uwarunkowaniom polityczno-ekologicznym oraz techniczno-ekonomicznym stawiając na synergii technologii zapewniających bezpieczeństwo energetyczne i spełnienie kryteriów BAT (Best Available Technology).



Rys. 1. Udział źródeł energii w produkcji a) światowej b) krajowej [1].
Fig. 1. Share of energy sources in a) global, b) domestic production [1]

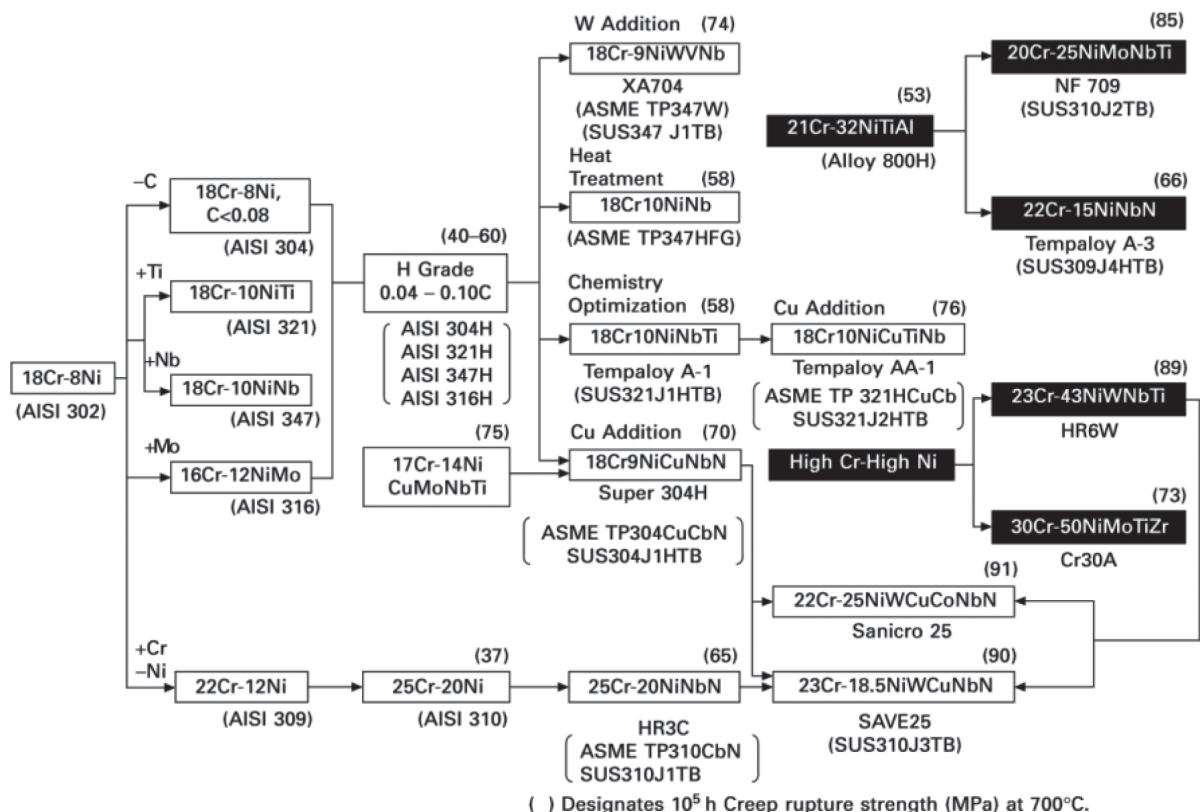
Zakładając, że jeszcze długo w krajowej energetyce węgiel kamienny i brunatny będzie podstawowym paliwem, główne kierunki rozwoju naszej energetyki winny zmierzać w kierunku modernizacji istniejących kotłów i budowy nowej generacji bloków energetycznych o nadkrytycznych parametrach pary (temperatura $\sim 620^{\circ}\text{C}$, ciśnienie ~ 30 MPa), gwarantując znaczne obniżenie emisji szkodliwych zanieczyszczeń do poziomu dopuszczalnego przez odpowiednie dyrektywy UE i normy EN. Inne źródła energii np. odnawialnej (energia słoneczna, wiatrowa, wodna) nie rozwiązują na chwilę obecną problemu, a planowane inwestycje w energetykę jądrową to perspektywa po 2025 roku [1].

Powyższe trendy wymuszają wprowadzenie nowych materiałów do zastosowań w nowoczesnej konwencjonalnej energetyce, do których zalicza się między innymi nowo opracowane stale o osnowie austenicznej

(Super 304H, HR3C) oraz nadstopy niklu (HR6W, Inconel740H) [2–8].

Materiały te, ze względu na swoją strukturę oraz skład chemiczny charakteryzują się innymi właściwościami mechanicznymi i fizycznymi w odniesieniu do stali o osnowie ferrytycznej. Materiały o osnowie austenicznej wykazują wyższą wytrzymałość na pełzanie, ale ponadto cechują się niekorzystnymi właściwościami fizycznymi tzn. wyższym współczynnikiem rozszerzalności cieplnej i mniejszym współczynnikiem przewodności cieplnej. Wadą tych materiałów jest również wysoka cena ze względu na znaczną zawartość w składzie chemicznym drogiego niklu. Żarowytrzymałe stale i stopy austeniczne powstały w wyniku modyfikacji i optymalizacji składu chemicznego klasycznej stali typu 18/8 (Rys. 2) [9].

W poniższej pracy przedstawiono wybrane wyniki badań, zrealizowanych w Instytucie Metalurgii Żelaza,



Rys. 2. Rozwój stali i stopów o strukturze austenicznej stosowanych na element kotłów energetycznych [9]
Fig. 2. Development of steels and alloys with austenitic structure used for power boiler components [9]

prorowadzonych celem oceny trwałości eksploatacyjnej stali HR3C i jej jednoimiennego złącza spawanego.

2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Materiałem do badań była austenityczna stal nowej generacji HR3C (X6CrNiNbN25-20) i jej jednoimienne złącze spawane. Stal ta przeznaczona jest do zastosowań w modernizacji starych bloków o parametrach podkrytycznych jak i przede wszystkim na elementy kotłów o nad – i super nadkrytycznych parametrach pary. Gatunek HR3C jest stalą austenityczną, chromowo-niklową odporną na korozję o zawartości chromu ok. 25% Cr, 20% niklu, z dodatkiem niobu i azotu. Charakteryzuje się wysoką wytrzymałością na pełzanie w odniesieniu do innych stali wysokostopowych o osnowie ferrytycznej, wynoszącą 66 MPa w temperaturze 700°C dla czasu 100 000 godzin. Tak wysoka wytrzymałość na pełzanie stali HR3C jest efektem umocnienia roztworowego oraz wydzieleniowego. Skład chemiczny stali będącej przedmiotem badań w odniesieniu do wymagań zawartych w Vd TÜV546, przedstawiono w tabeli 1. Próbkę do badań pobrano z wycinków gotowych wyrobów w postaci rur o wymiarach ϕ 54×4,4 mm.

3. METODYKA BADAŃ

Badania mikrostrukturalne przeprowadzono za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego In-spect F (SEM) na konwencjonalnie przygotowanych zglądach metalograficznych trawionych elektrolitycznie oraz transmisyjnym mikroskopie elektronowym TITAN 80-300 (TEM) wykorzystując cienkie folie. Analizę procesów wydzieleniowych przeprowadzono za pomocą rentgenowskiej analizy izolatów węglkowych oraz za pomocą cienkich folii przy wykorzystaniu selektywnej dyfrakcji elektronów.

Analizę ilościową wydzieleni przeprowadzono przy zastosowaniu systemu analizy obrazu NIKON EPI-PHOT200 & LUCIA G v.5.03. Korzystając z markera skali umieszczonego na zdjęciach skalibrowano system analizy obrazu. Współczynnik kalibracji: 1 piksel = 0,040 μ m

Próby pełzania wykonano na jednopróbkowych, sześciostanowiskowych maszynach do prób pełzania produkcji IMŻ ze zmodyfikowanym układem regulacji i pomiaru temperatury umożliwiającym prowadzenie prób pełzania w zadanej temperaturze z dokładnością $\pm 1^\circ$ C.

Próby pełzania wykonano dla dwóch poziomów naprężenia badania odpowiadającego poziomowi naprężenia eksploatacyjnych ($\sigma_b = 100$ i 120 MPa) i w pięciu poziomach temperatury wyższej od przewidywanej eksploatacyjnej (700, 720, 740, 760, 780°C).

4. WYNIKI BADAŃ

4.1. MIKROSTRUKTURA

Mikrostrukturę stali HR3C w stanie dostawy, obserwowanej w skaningowym mikroskopie elektronowym, przedstawiono na rys. 3a,b. Badana stal charakteryzuje się austenityczną osnową z licznymi bliźniakami wyżarzania i licznymi pierwotnymi wydzieleniami, o zróżnicowanej wielkości rozmieszczonymi wewnątrz ziaren. W stanie dostawy w badanej stali występują wydzielenia typu MX [Nb(C,N)] oraz faza Z (NbCrN) [10].

Identyfikacja wydzieleni przeprowadzona za pomocą transmisyjnej mikroskopii elektronowej wykazała obecność wydzieleni pierwotnych – tworzących się najprawdopodobniej w ostatniej fazie procesu krzepnięcia [11] – typu NbCrN i NbN, co pokazano odpowiednio na rys. 4 i 5. Wielkość ziarna austenitu w stali HR3C wynosi 4 według skali wzorów rysunkowych zamieszczonych w normie PN-EN ISO 643: 2013-06 [12].

Mikrostruktura w strefie wpływu ciepła po spawaniu stali HR3C (Rys. 3c), w zależności od miejsca badania charakteryzuje się drobno i gruboziarnistą mikrostrukturą austenitu z licznymi drobnymi wydzieleniami po granicach ziaren tworzącymi miejscami tzw. ciągłą siatkę wydzieleni.

Obrazy mikrostruktury obserwowane za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego, ujawniające zmiany zachodzące w stali HR3C po starzeniu w temperaturze 650, 700 i 750°C w czasie 1000, 5000 i 10 000 godzin pokazano odpowiednio na rys. 6–8.

Zmiany w mikrostrukturze badanej stali austenitycznej, wskutek długotrwałego starzenia w podwyższonej temperaturze objawiają się poprzez procesy wydzielenia faz wtórnych, poprzedzone segregacją chromu w mikroobszarach przyległych do granic ziaren i następnie tworzenie ciągłych, siatkowych układów węglków [13]. Przykład rozkładu powierzchniowego chromu i żelaza dla stali HR3C starzonej w temperaturze 750°C/1000 godzin pokazano na rys. 9.

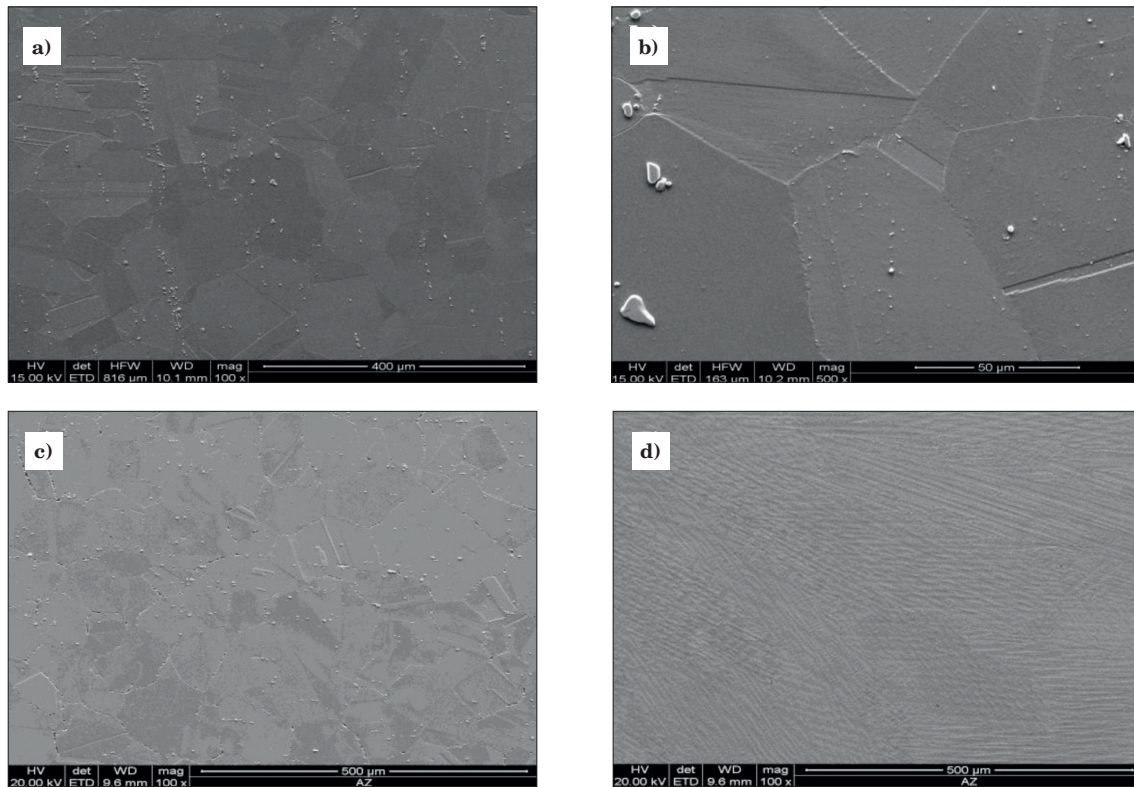
Starzenie przez 1000, 5000 i 10 000 h w temperaturze 650°C ze wzrostem czasu spowodowało wydzielenie i wzrost wielkości węglków $Cr_{23}C_6$ na granicach ziarn austenitu, bliźniakach oraz wewnątrz ziarn austenitu (Rys. 6). Rentgenowska analiza składu fazowego wykazała również występowanie wydzieleni NbCrN i Cr_2N [18]. Fazy te występują głównie wewnątrz ziaren, co również potwierdzono w pracy [18]. Średnia średnica wydzieleni $Cr_{23}C_6$ wyniosła ok. 200 nm, 400 nm i 500 nm odpowiednio po 1000, 5000 i 10 000 godzin starzenia w temperaturze 650°C.

Intensyfikacja procesu wydzieleniowego w stali HR3C zauważalna jest wraz ze wzrostem temperatury starzenia (Rys. 7). Potwierdzeniem jest zmierzona wielkość wydzieleni $Cr_{23}C_6$, która wyniosła dla temperatury starzenia 700°C i czasu 1000, 5000 i 10 000 godzin odpowiednio około 220, 490 i 650 nm. Natomiast

Tabela 1. Skład chemiczny badanej stali HR3C, %

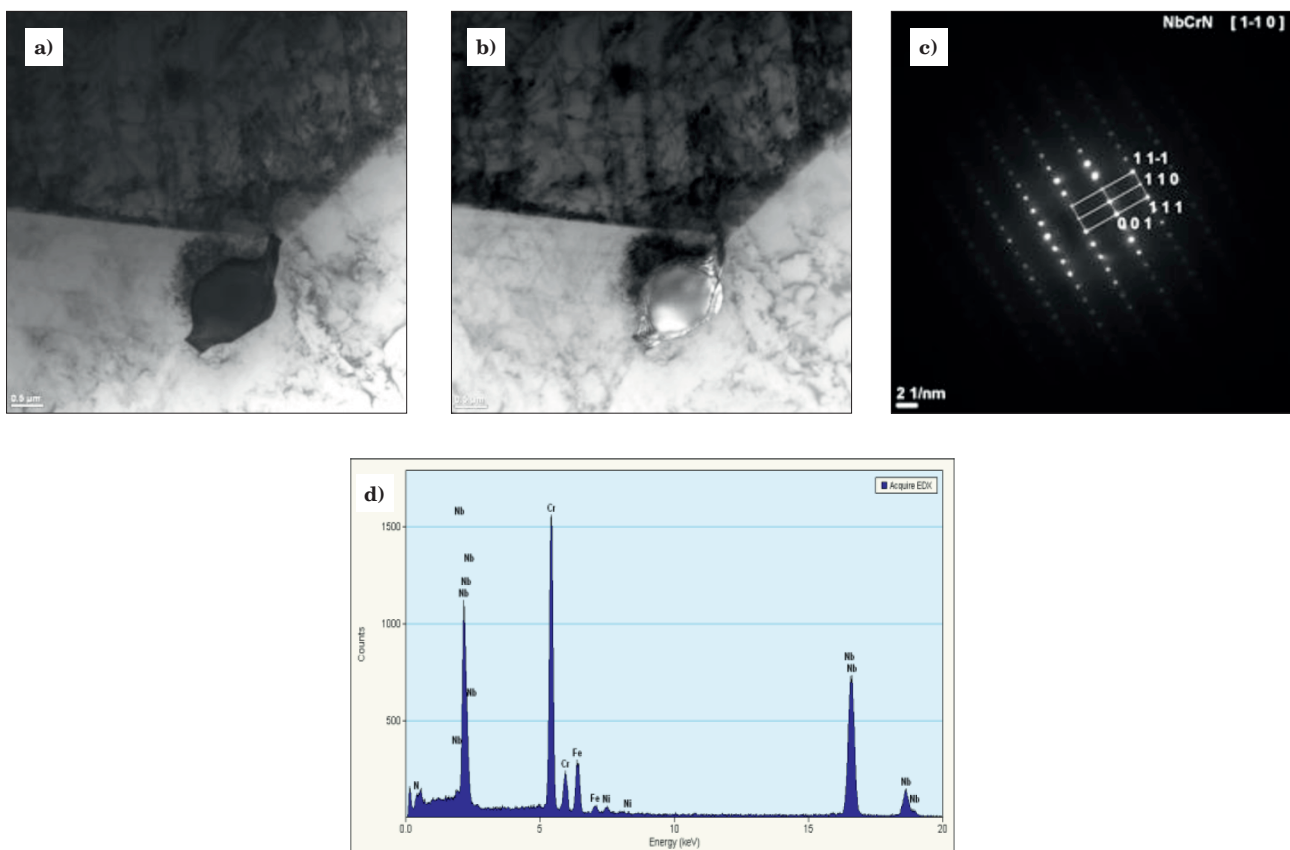
Table 1. Chemical composition of the investigated HR3C steel, %

Materiał	Udział masowy pierwiastków [%]								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N
Badany materiał	0,06	0,39	1,15	0,013	0,002	18,41	20,15	0,47	0,23
Wymagania wg Vd TÜV546	max. 0,10	max. 1,50	max. 2,00	max. 0,03	max. 0,03	23,00 27,00	17,00 23,00	0,20 0,35	0,15 0,35



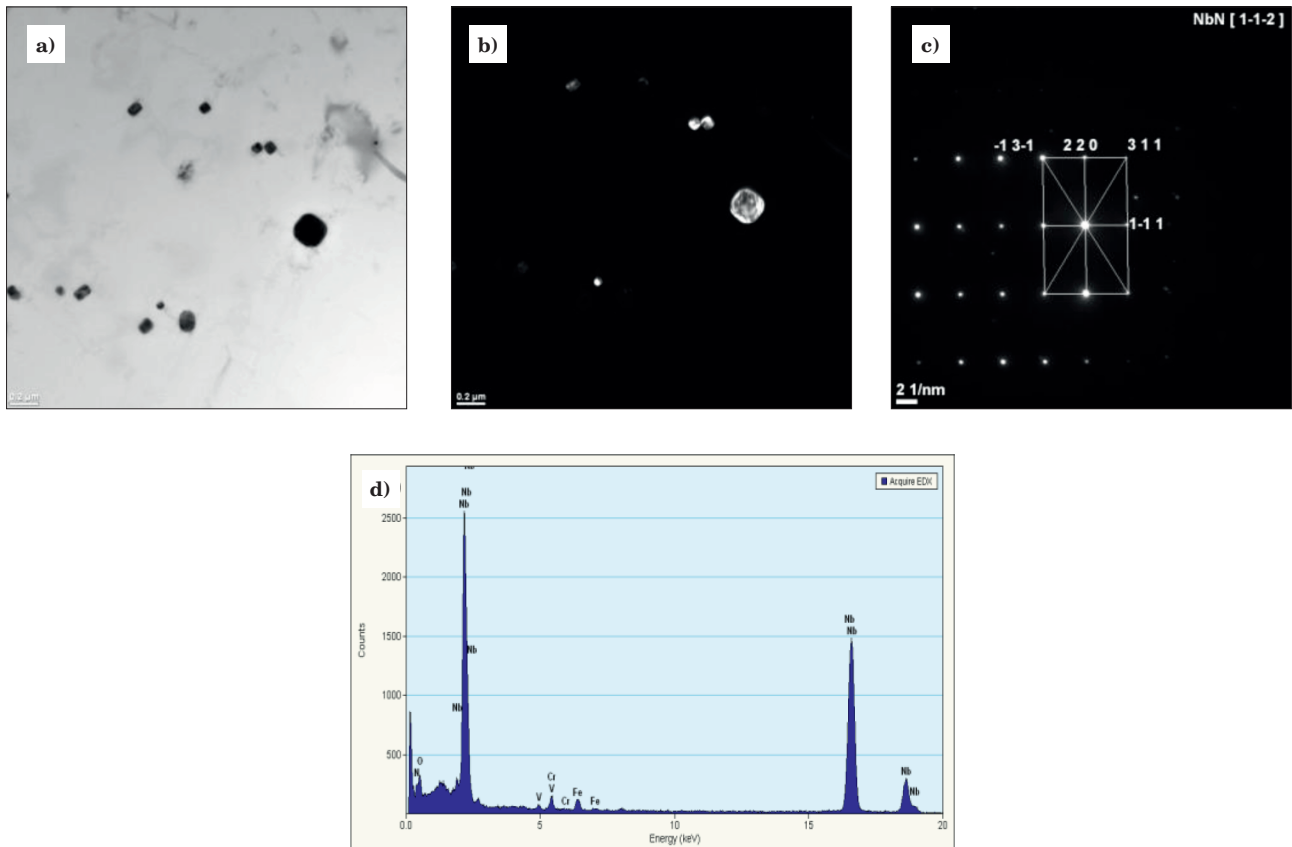
Rys. 3. Mikrostruktura jednoimiennego złącza spawanego stali HR3C; a,b) materiał rodzimy, c) strefa wpływu ciepła, d) spoina.

Fig. 3. Microstructure of the HR3C steel similar welded joint: a,b) native material, c) heat-affected zone, d) weld



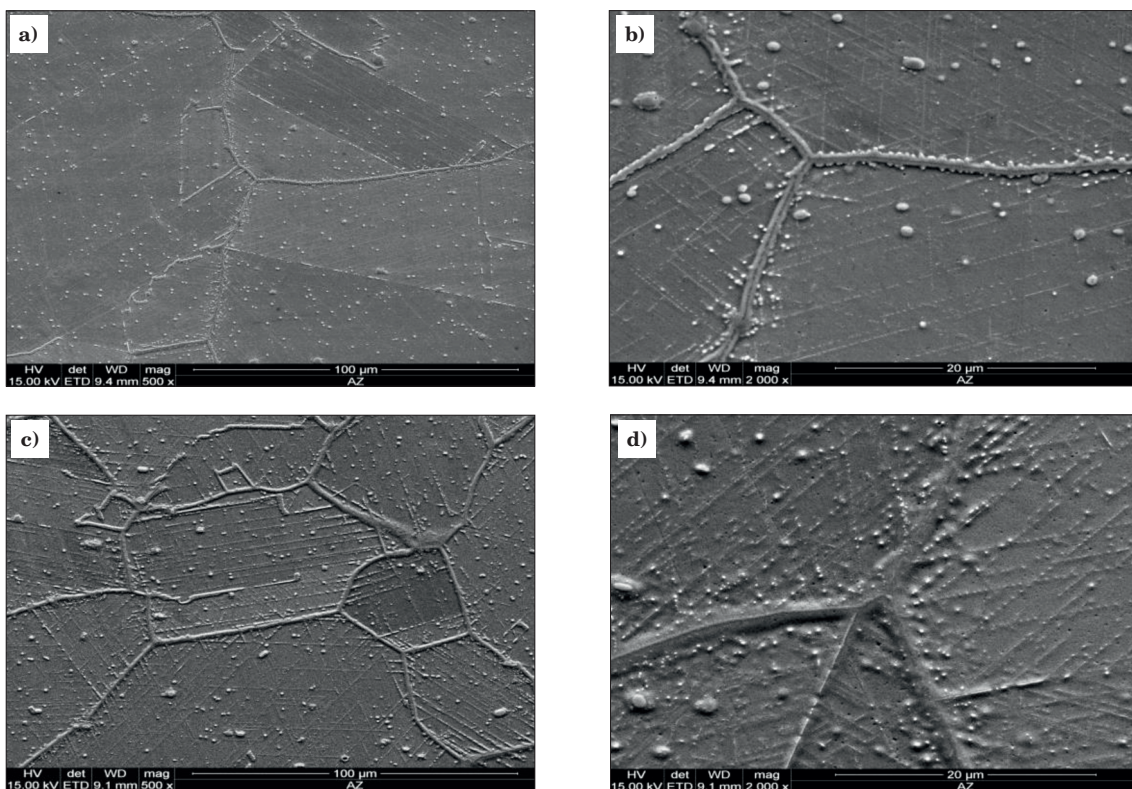
Rys. 4. Wydzielenie fazy Z (NbCrN) obserwowane w stali HR3C w stanie wyjściowym: a) jasne pole, b) ciemne pole, c) dyfraktoqram z fazy NbCrN, d) EDS spectrum dla fazy NbCrN; TEM

Fig. 4. Z phase precipitation (NbCrN) observed in the HR3C steel in the initial state: a) bright field, b) dark field, c) diffraction pattern from the NbCrN phase, d) EDS spectrum for the NbCrN phase; TEM



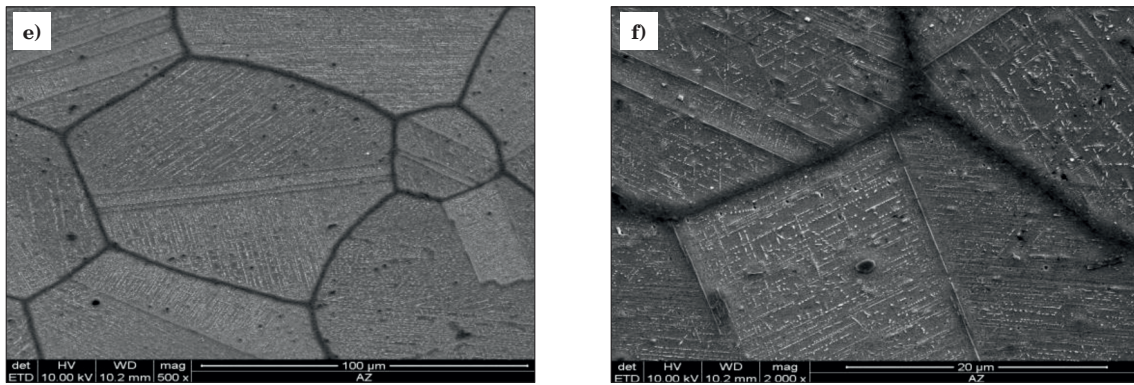
Rys. 5. Wydzielenie NbN obserwowane w stali HR3C w stanie wyjściowym: a) jasne pole, b) ciemne pole, c) dyfraktogram z fazy NbN, d) EDS spectrum dla fazy NbN; TEM

Fig. 5. NbN precipitation observed in the HR3C steel in the initial state: a) bright field, b) dark field, c) diffraction pattern from the NbN phase, d) EDS spectrum for the NbN phase; TEM

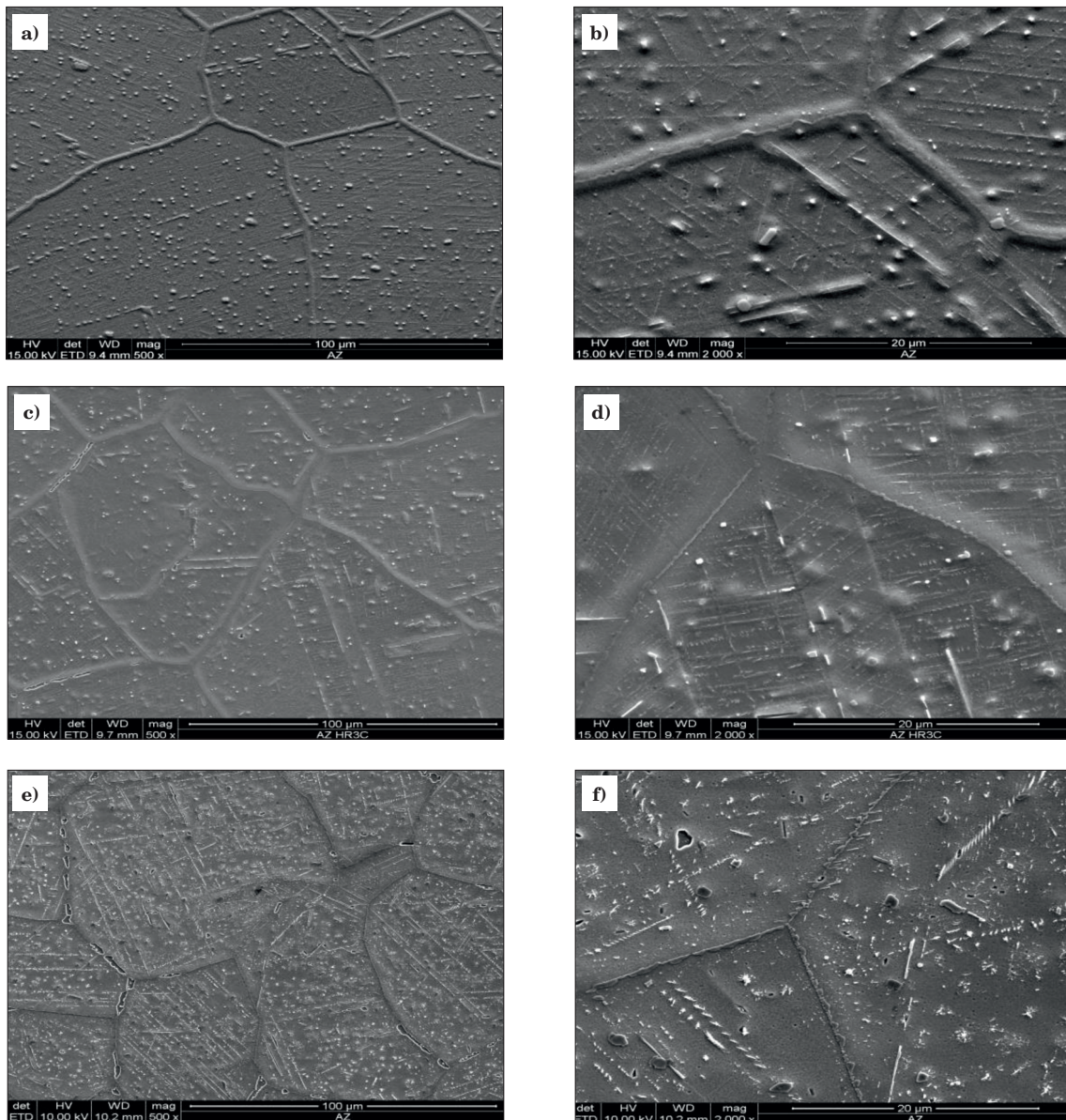


Rys. 6. Obrazy mikrostruktury stali HR3C po starzeniu w temperaturze 650°C a, b) 1 000 h – twardość 186 HV10; c, d) 5 000 h – twardość 191 HV10

Fig. 6. Microstructure images for the HR3C steel after ageing at 650°C a, b) 1,000 h – hardness of 186 HV10; c, d) 5,000 h – hardness of 191 HV10

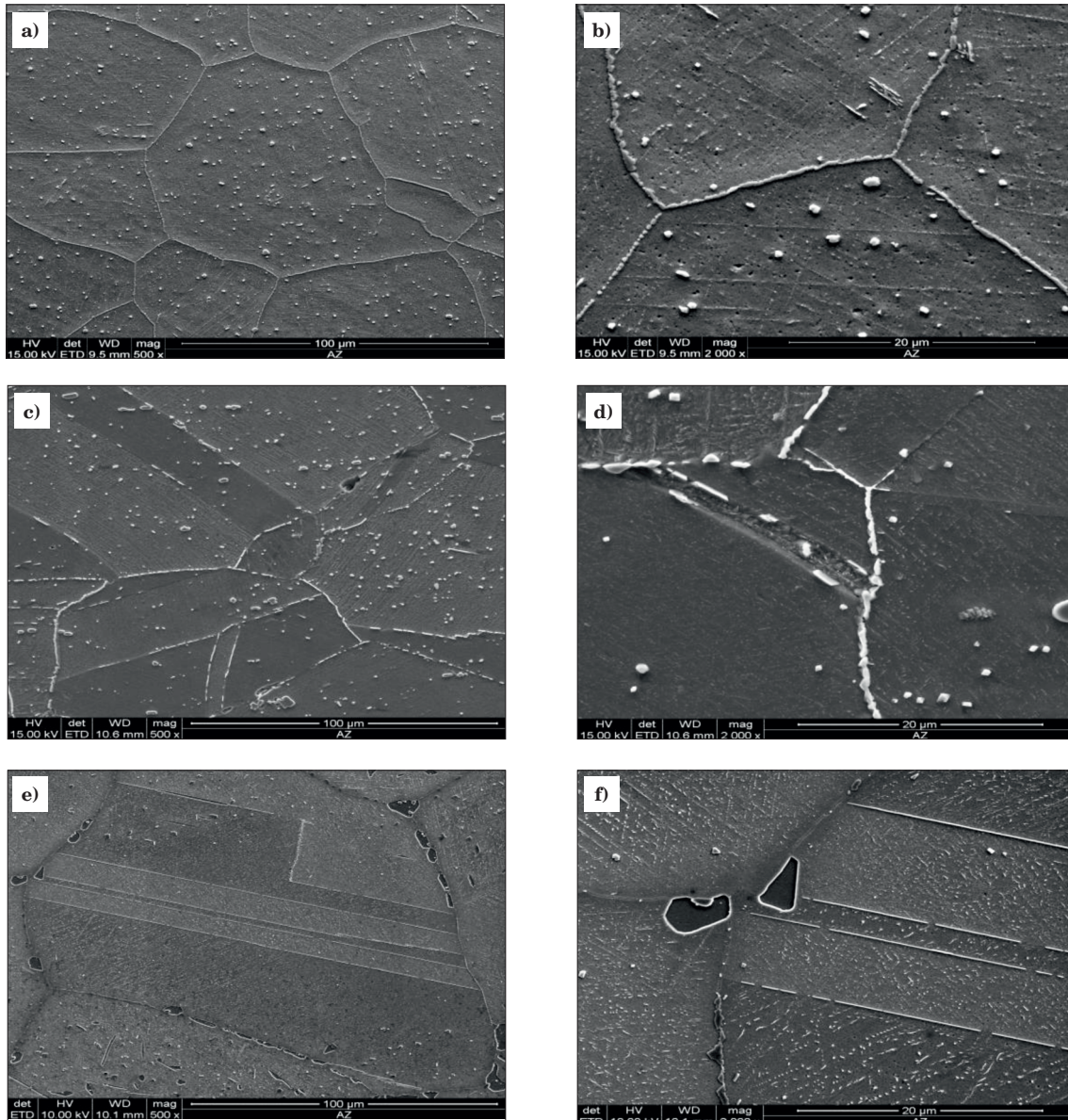


Rys. 6 cd. Obrazy mikrostruktury stali HR3C po starzeniu w temperaturze 650°C e,f) 10 000 h – twardość 201 HV10
 Fig. 6 cont. Microstructure images for the HR3C steel after ageing at 650°C; e,f) 10,000 h – hardness of 201 HV10



Rys. 7. Obrazy mikrostruktury stali HR3C po starzeniu w temperaturze 700°C a, b) 1 000h – twardość 207 HV10; c, d) 5 000 h – twardość 212 HV10; e, f) 10 000 h – twardość 221 HV10

Fig. 7. Microstructure images for the HR3C steel after ageing at 700°C a, b) 1,000 h – hardness of 207 HV10; c, d) 5,000 h – hardness of 212 HV10; e, f) 10,000 h – hardness of 221 HV10



Rys. 8. Obrazy mikrostruktury stali HR3C po starzeniu w temperaturze 750°C: a, b) 1 000 h – twardość 214 HV10; c, d) 5 000 h – twardość 223 HV10; e, f) 10 000 h – twardość 223 HV10;

Fig. 8. Microstructure images for the HR3C steel after ageing at 750°C: a, b) 1,000 h – hardness of 214 HV10; c, d) 5,000 h – hardness of 223 HV10; e, f) 10,000 h – hardness of 223 HV10

dla temperatury starzenia 750°C wzrost średniej wielkości wydzieliń Cr_{23}C_6 w odniesieniu do temperatury 650 i 700°C jest dość znaczny i wynosi około 630 nm dla czasu 1000 godzin, 950 nm dla czasu 5000 godzin i 1110 nm dla czasu 10 000 godzin. Podobny charakter

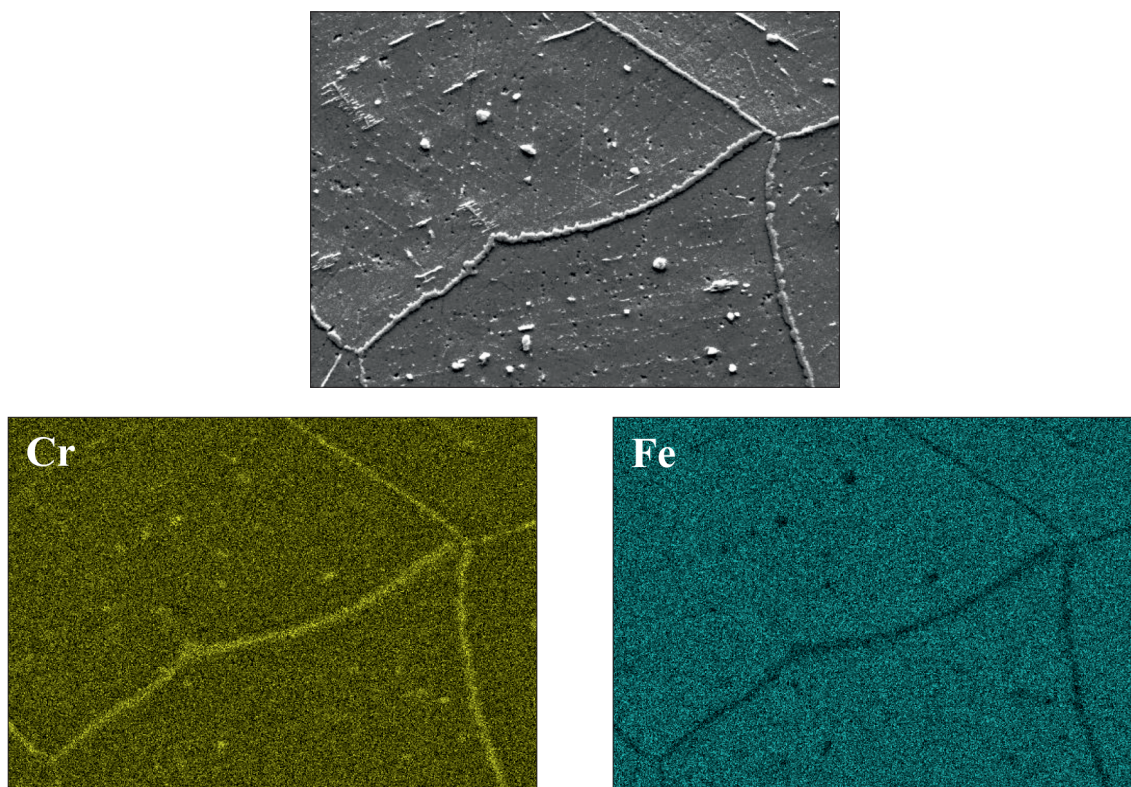
zmian w wielkości wydzieliń w stali HR3C obserwowano w pracy [20].

Skład fazowy wydzieliń zidentyfikowany za pomocą rentgenowskiej analizy izolatów dla stanu wyjściowego badanej stali oraz po starzeniu zestawiono w tabeli 2.

Tabela 2. Wyniki analizy fazowej izolatów stali HR3C

Table 2. Results of phase analysis of HR3C steel isolates

Stan materiału	Skład fazowy
Stan dostawy	NbCrN – faza główna
650°C/1000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N , NbC
650°C/5000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N
700°C/1000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N , NbC
700°C/5000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N , NbC
750°C/1000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N
750°C/5000 h	Cr_{23}C_6 – faza główna, NbCrN, Cr_2N



Rys. 9. Ciągła siatka wydzielen po granicach ziaren powstała w procesie starzenia w temperaturze 750°C i czasie 1000 godzin z rozkładem powierzchniowym chromu i żelaza

Fig. 9. A continuous grid of precipitations on grain boundaries was formed in the process of ageing at 750°C for 1,000 hours with surface decomposition of chromium and iron

4.2. WYTRZYMAŁOŚĆ NA PEŁZANIE

Wyniki badań skróconych prób pełzania zestawiono w tabeli 3 i 4 oraz przedstawiono graficznie na rys. 10 i 11 w postaci zależności $\log t_r = f(T_b)$ odpowiednio przy naprężeniu badania $\sigma_b = 100$ i 120 MPa. W tabeli 3 zestawiono prognozowaną trwałość eksploatacyjną badanej stali i jej jednoimiennego złącza spawanego dla przewidywanej temperatury pracy w zależności od przyjętego naprężenia eksploatacyjnego σ_b .

Tabela 3. Wyniki badań skróconych prób pełzania stali HR3C

Table 3. Results of shortened creep tests of the HR3C steel

Naprężenie badania σ_b , [MPa]	Temperatura badania T_b				
	700	720	740	760	780
	Czas do zerwania				
100	14320	6333	3017	1454	907
120	8945	4551	1976	890	450

Tabela 4. Wyniki badań skróconych prób pełzania jednoimiennego złącza spawanego stali HR3C

Table 4. Results of shortened creep tests of an HR3C steel similar welded joint

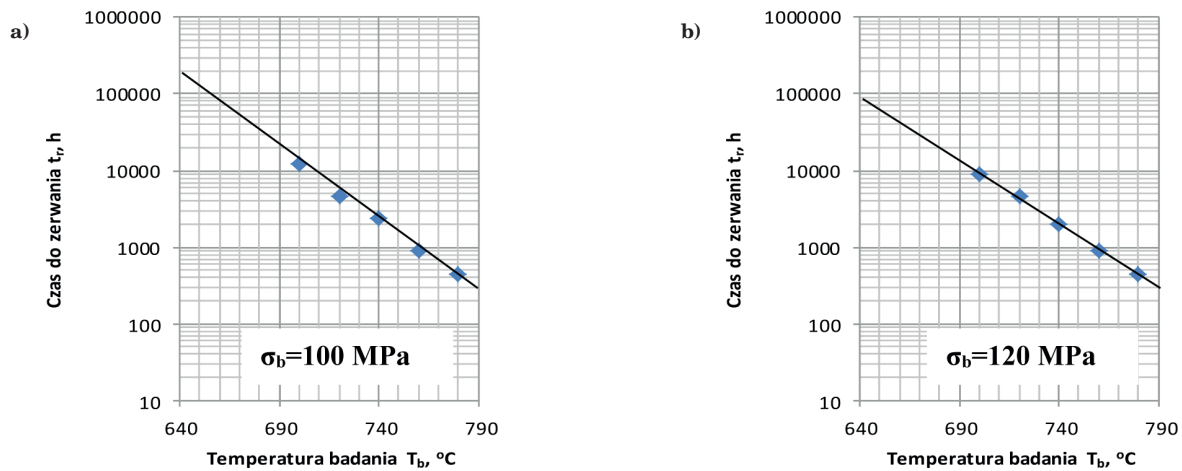
Naprężenie badania σ_b , [MPa]	Temperatura badania T_b				
	700	720	740	760	780
	Czas do zerwania				
100	8541	3110	1286	754	202
120	6005	2198	918	366	100

Tabela 5. Prognozowana trwałość eksploatacyjna dla badanej stali HR3C i jej jednoimiennego złącza spawanego na podstawie skróconych prób pełzania

Table 5. Predicted service life for the investigated HR3C steel and its similar welded joint based on shortened creep tests

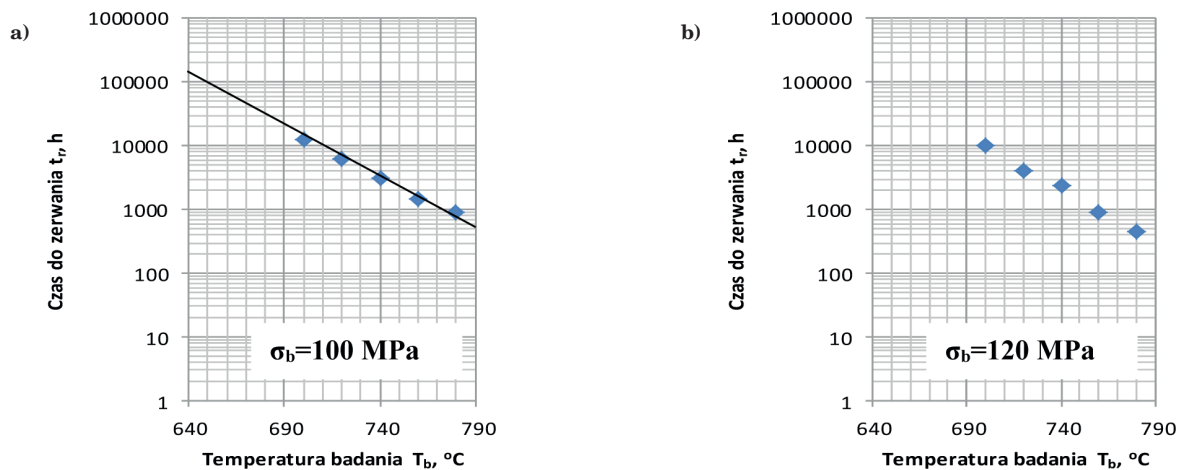
Materiał	Przyjęte naprężenie robocze σ_r , [MPa]	Przyjęta temperatura dalszej eksploatacji T_r , [°C]	Oszacowana trwałość [h]
			resztkowa
Materiał rodzimy HR3C	100	640	200 000
		650	140 000
		660	90 000
	120	640	110 000
		650	70 000
		660	55 000
Jednoimienne złącze spawane stali HR3C	100	640	140 000
		650	100 000
		660	60 000
	120	640	100 000
		650	70 000
		660	40 000

Uzyskane wyniki badań w skróconych próbach pełzania pozwoliły oszacować trwałość eksploatacyjną badanej stali HR3C i jednoimiennego złącza spawanego. Pozwala to stwierdzić, że pozyskany do badań materiał wycinków w postaci węzownic przegrzewacza pary zarówno materiału rodzimego jak i jednoimiennego



Rys. 10. Wyniki skróconych prób pełzania przedstawione w postaci zależności $\log t_z = f(T_b)$ dla stali HR3C przy a) $\sigma_b = 100$ MPa, b) $\sigma_b = 120$ MPa

Fig. 10. Results of shortened creep tests presented in the form of the $\log t_z = f(T_b)$ relation for the HR3C steel at a) $\sigma_b = 100$ MPa, b) $\sigma_b = 120$ MPa



Rys. 11. Wyniki skróconych prób pełzania przedstawione w postaci zależności $t_z = f(T_b)$ dla stali złącza spawanego stali HR3C przy a) $\sigma_b = 100$ MPa, b) $\sigma_b = 120$ MPa

Fig. 11. Results of shortened creep tests presented in the form of the $t_z = f(T_b)$ relation for the HR3C steel welded joint at a) $\sigma_b = 100$ MPa, b) $\sigma_b = 120$ MPa

złącza spawanego spełnia wymagania wytrzymałości na pełzanie w odniesieniu do danych literaturowych [14–17].

5. PODSUMOWANIE

Stal HR3C ze względu na wysoką wytrzymałość na pełzanie w podwyższonej temperaturze oraz bardzo dobrą odporność na korozję wysokotemperaturową i utlenianie w parze wodnej zapewnionej przez tworzenie się pasywujących tlenków chromu Cr_3O_2 , rekomendowana jest do długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania do temperatury $650 \div 660^\circ C$. Dodatkowe wymagania związane z bezpieczeństwem eksploatacji elementów konstrukcyjnych kotłów określa dyrektywa ciśnieniowa 97/23 WE, która oprócz wymagań właściwości wytrzymałościowych odnosi się również do wymagań określonej ciągliwości wyrażonej udarnością lub pracą łamania o wartości minimalnej 27J traktowanej również jako względna miara odporności na pęknięcie.

Charakterystyki materiałów żarowytrzymałych określające ich przydatność do zastosowania w określonej

temperaturze ujmują również wyniki badań stabilności mikrostruktury i właściwości mechanicznych w warunkach laboratoryjnego wyżarzania w temperaturze zbliżonej do temperatury potencjalnego zastosowania. Przeprowadzone badania starzenia stali HR3C w temperaturze $650 \div 750^\circ C$ w czasie do 10 000 godz. ujawniły istotne zmiany mikrostruktury polegające głównie na tendencji do tworzenia niekorzystnej morfologii wydzieleni głównie węglików $Cr_{23}C_6$ tworzących przerywane i ciągłe układy węglików po granicach ziaren i bliźniaków wyżarzania (Rys. 6–8). Układy te formowane są już we wczesnych stadiach starzenia w temperaturze $650^\circ C$ w czasie 500–1000 godz. [12, 17], kiedy to procesy aktywowane cieplnie powodują segregację chromu w mikroobszarach przyległych do granic ziaren i następnie tworzenie ciągłych, siatkowych układów węglików (Rys. 7). Gruboziarnista struktura austenitu stali HR3C w stanie dostawy i proces wydzieleniowy po granicach ziarn i bliźniaków determinuje niezadowalające właściwości ciągliwe wyrażone wartością pracy łamania $KV < 27 J$.

W świetle powyższej analizy można sformułować potrzebę kontynuowania dalszych badań i zachowania

pewnej ostrożności w zakresie rekomendacji stali HR3C do zastosowań na rury przegrzewaczy pary w zakresie temperatury około 650°C.

Podziękowanie

Wyniki przedstawione w powyższej publikacji zostały uzyskane w ramach badań współfinansowanych przez Narodowe Centrum Nauki w ramach projektu 2011/01/D/ST8/07219 – Projekt „Modelowanie trwałości materiałów dla nowoczesnej energetyki na podstawie prób pełzania”.

LITERATURA

- [1] A. Zieliński, Trwałość eksploatacyjna żarowytrzymałych stali o osnowie ferrytycznej w warunkach długotrwałego oddziaływania temperatury, Monografia Nr 7, Gliwice 2016.
- [2] M. Sroka, M. Nabałek, M. Szota, A. Zieliński, The Influence of the Temperature and Ageing Time on the NiCr23Co12Mo Alloy Microstructure. *Revista de Chimie* 68 (4) (2017) 737–741.
- [3] T. Dudziak, V. Deodshemukh, L. Backert, N. Sobczak, M. Witkowska, W. Ratuszek, K. Chruściel, A. Zieliński, J. Sobczak, G. Bruzda, Phase Investigations Under Steam Oxidation Process at 800°C for 1000 h of Advanced Steels and Ni-Based Alloys. *Oxidation of Metals* (2016) 87 (1–2) (2017) 139–158. doi: 10.1007/s11085-016-9662-8.
- [4] G. Golański, C. Kolan, A. Zieliński, K. Klimaszewska, A. Merda, M. Sroka, J. Kłosowicz, Microstructure and mechanical properties of HR3C austenitic steel after service. *Archives of Materials Science and Engineering* 81 (2) (2016) 62–67.
- [5] A. Zieliński, M. Sroka, A. Hernas, M. Kremzer, The effect of long-term impact of elevated temperature on changes in microstructure and mechanical properties of HR3C steel. *Archives of Metallurgy and Materials* 61 (2) (2016) 761–765.
- [6] J. Dobrzański, A. Zieliński, H. Purzyńska, The life time of super 304H austenitic steel power boiler components under the unstable operation conditions. *Archives of Materials Science and Engineering* 76 (2) (2015) 115–121.
- [7] A. Zieliński, G. Golański, M. Sroka, J. Dobrzański, Estimation of long-term creep strength in austenitic power plant steels. *Materials Science and Technology* 32 (8) (2016) 780–785. doi: 10.1179/1743284715Y.0000000137.
- [8] A. Zieliński, Structure and properties of Super 304H steel for pressure elements of boilers with ultra-supercritical parameters. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering* 55 (2) (2012) 403–409.
- [9] K.-H. Mayer, F. Masuyama, The development of creep – resistant steels, *Creep resistant steels*, (ed. Abe F., Kern T.–U., Viswanathan R.), Woodhead and Maney Publishing, Cambridge 2008, 15–77.
- [10] X. Bai, J. Pan, G. Chen, J. Liu, J. Wang, T. Zhang, W. Tang, Effect of high temperature aging on microstructure and mechanical properties of HR3C heat resistant steel. *Materials Science and Technology* 30 (2) (2014) 205–210.
- [11] J. Erneman, M. Schwind, H.-O. Andrén, J.-O. Nilsson, A. Wilson, J. Ågren, The evolution of primary and secondary niobium carbonitrides in AISI 347 stainless steel during manufacturing and long-term ageing, *Acta Mater.* 54 (1) (2006) 67–76.
- [12] PN-EN ISO 643: 2013-06, Micrographic determination of the apparent grain size.
- [13] A. Hernas, J. Dobrzański, J. Pasternak, S. Fudali, *Charakterystyki nowej generacji materiałów dla energetyki*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2015.
- [14] Q.R. Chen, G.N. Stamatelopolous, A. Helmrich, J. Heineemann, K. Maile, A. Klenk, *Materials Qualification for 700°C Power Plants, Fifth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, U.S.*, October 3–5, 2007.
- [15] J.P. Shingledecker, R.W. Swindeman, Q. Wu., V.K. Vasudevan, *Creep Strength of High Temperature Alloys for USC Steam Boilers, Proc. to the 4th Int. Conf. on Adv. In Mat. Technol. For Fossil Power Plants*, 2005.
- [16] A. Iseda, H. Okada, *Creep properties and Microstructures of Super 304, TP347/HFG, HR3C*, w *Mat. Conf. EPRI* 2007.
- [17] Vd TÜV Material data sheet: 546 Supplement 12.2009.
- [18] A. Zieliński, *Modelowanie trwałości materiałów dla nowoczesnej energetyki na podstawie prób pełzania*. Projekt NCN 2011/01/D/ST8/07219.
- [19] Y.Y. Fang, J. Zhao, N.X. Li, *Precipitates in HR3C steel aged at high temperature*, *Acta Metall. Sinica* 46 (7) (2010) 844–849.
- [20] B. Wang, Z.-C. Liu, S.-C. Cheng, C.-M. Liu, J.-Z. Wang, *Microstructure Evolution and Mechanical Properties of HR3C Steel during Long-term Aging at High Temperature*. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 21 (8) (2014) 765–773.