

NOWY GATUNEK STALI KONSTRUKCYJNEJ Z DODATKIEM STOPOWYM 3% Al WYKAZUJĄCY ZWIĘKSZONĄ ODPORNOŚĆ MECHANICZNĄ NA ODDZIAŁYWANIE CIEPLNE W WARUNKACH POŻARU

Artykuł zawiera wyniki badań nowego gatunku wysokowytrzymałej stali na bazie układu Fe-0,3%C-1,7%Mn-3%Al^{*} z dodatkami Cu i / lub Nb, o granicy plastyczności w temperaturze otoczenia minimum 500 MPa, charakteryzującego się dwufazową strukturą $\gamma + \alpha/\delta$ w temperaturze walcowania na gorąco i wynikającą z tego podatnością do tworzenia mikropasmowości strukturalnej. Głównym celem badań nowego gatunku stali było ustalenie odporności mechanicznej na oddziaływanie cieplne w warunkach pożaru w zakresie temperatury 400÷600°C. Odporność stali na oddziaływanie cieplne oceniono na podstawie wyrażonego w procentach stosunku wartości granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze do wartości granicy plastyczności w temperaturze otoczenia: $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)})\cdot 100\%$. Wyniki badań wykazały, że nowa stal o granicy plastyczności w temperaturze otoczenia powyżej 500 MPa, charakteryzuje się istotnie większą odpornością na krótkotrwałe (standardowo 20 minut) oddziaływanie cieplne w wysokiej temperaturze do 600°C mierzone współczynnikiem $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)})\cdot 100\%$, niż stosowane obecnie stale konstrukcyjne nie zawierające Mo w ilości minimum 0,5%.

Słowa kluczowe: stale odporne na pożar, stal zawierająca glin, mikropasmowość struktury, próba rozciągania

A NEW GRADE OF STRUCTURAL STEEL CONTAINING 3% Al WITH INCREASED MECHANICAL RESISTANCE TO HEAT EFFECT DURING FIRE

The paper contains results of investigation of a new high strength steel grade based on a Fe-0.3%C-1.7%Mn-3%Al system with additions of Cu and / or Nb, with yield strength at ambient temperature minimum 500 MPa, showing a two-phase $\gamma + \alpha/\delta$ structure at temperature of hot rolling and resulting from it ability to form structural microbanding. Main goal of the investigation of the new steel grade was to determine the mechanical resistance to heat impact under fire conditions at temperature range of 400÷600°C. The resistance to influence of heat was quantified using the percentage ratio of yield strength value at elevated temperature to yield strength value at ambient temperature: $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)})\cdot 100\%$. Results of the research showed that the new steel with a yield strength at ambient temperature above 500 MPa has considerably higher resistance to a short time (typically 20 minutes) heat impact at high temperature till 600°C, expressed by coefficient $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)})\cdot 100\%$, than currently used structural steels without addition of Mo in amount of minimum 0.5%.

Keywords: fire resistant steels, aluminium-alloyed steel, structural microbanding, tensile test

* w całym artykule zawartości pierwiastków podano w % masy

1. WPROWADZENIE

Stale konstrukcyjne niskostopowe o podwyższonej odporności na cieplne (termiczne) oddziaływanie pożaru (ang.: fire resistant steels – FRS) charakteryzują się mniejszymi spadkami wartości granicy plastyczności w wyniku oddziaływania cieplnego w podwyższonej temperaturze w zakresie 400÷700°C w określonym czasie, od spadków charakterystycznych dla standardowych stali konstrukcyjnych. Idea projektowania składu chemicznego stali FRS jest podobna do projek-

towania składu niskostopowych stali kotłowych z taką istotną różnicą, że stale kotłowe przeznaczone są do długotrwałej eksploatacji, natomiast stale FRS powinny wykazywać odporność mechaniczną na oddziaływanie cieplne w stosunkowo krótkim czasie (kilkadziesiąt minut). Obecnie obowiązujące normy dotyczące konstrukcji stalowych nie obejmują gatunków stali zalecanych na konstrukcje o zwiększonym bezpieczeństwie w warunkach pożaru, ale zawierają wymagania dotyczące maksymalnego dopuszczalnego spadku granicy plastyczności stali w określonej temperaturze. Więk-

szość norm obecnie zawiera warunek, aby po ekspozycji w temperaturze 550°C w ciągu 20 minut spadek granicy plastyczności nie był większy niż 50% wartości określonej w temperaturze otoczenia. W najbliższych latach planowane jest podwyższenie w normach tego kryterium dla gatunków do określonych zastosowań (np. w normach ASTM i w normach japońskich) do poziomu zachowania co najmniej 2/3 (66%) wartości granicy plastyczności wymaganej w temperaturze otoczenia, po ekspozycji w ciągu 20 minut w temperaturze 600°C [1]. Dla niestopowych stali konstrukcyjnych Re_{min} w temperaturze otoczenia wynosi typowo ok. 350 MPa. Plany podwyższenia wymagań dotyczących ognioodporności konstrukcyjnych wyrobów stalowych oraz wzrastające zainteresowanie projektantów takimi wyrobami przyczyniają się do rozwoju badań dotyczących opracowania stali FRS o typowym dla standardowych stali konstrukcyjnych poziomie minimalnej granicy plastyczności 350 MPa [1] oraz stali wysokowytrzymałych o granicy plastyczności powyżej 500 MPa [2]. Poza uzyskaniem wymaganych właściwości mechanicznych w temperaturze otoczenia i w temperaturze podwyższonej, celem rozwoju stali o zwiększonej odporności na oddziaływanie warunków pożaru jest opracowanie gatunku o dobrej spawalności i jak najniższych kosztach wytwarzania. Opracowywane gatunki FRS zawierają dodatek manganu do ok. 1,5% (w zależności od klasy wytrzymałościowej) oraz dodatki i mikrodotatki Mo, Cr, Nb, V, W, Ti oraz B w różnych kombinacjach [1–6]. W Polsce obecnie nie są wytwarzane konstrukcyjne wyroby z gatunków stali niskostopowych o podwyższonej odporności mechanicznej na oddziaływanie pożaru.

2. CEL, IDEA I ZAKRES BADAŃ

W Zakładzie Technologii Wytwarzania i Aplikacji Wyrobów IMŻ realizowane są prace badawczo-rozwojowe mające na celu opracowanie nowej klasy stali o składzie chemicznym opartym na układzie Fe-(0,1÷0,35%C)-(0,5÷1,8%Mn)-(3÷5%Al) oraz technologii wytwarzania wyrobów z tej stali [7–9]. Jednym z najistotniejszych efektów oddziaływania dodatku Al w tej klasie stali jest występowanie dwufazowej mikrostruktury austenit + ferryt w zakresie temperatury nagrzewania do przeróbki plastycznej na gorąco i przeróbki plastycznej na gorąco [10]. Umożliwia to wytworzenie metodą regulowanego walcowania struktury mikrolamelarnej (mikropasmowej) [10, 11], o właściwościach zbliżonych do struktury ultradrobnoziarnistej równosiowej, której uzyskanie w warunkach przemysłowego walcowania jest bardzo trudne. W wyniku dotychczasowych badań wykonanych w Zakładzie Technologii Wytwarzania i Aplikacji Wyrobów IMŻ stwierdzono, że stale konstrukcyjne z dodatkiem glinu o celowo wytworzonej silnej mikropasmowości strukturalnej, wykazują wysokie właściwości wytrzymałościowe, przy jednocześnie dobrej plastyczności. Stwierdzono także, że stal węglowo-manganowa z dodatkiem ok. 3% glinu o strukturze mikrolamelarnej może wykazywać wyższą odporność na spadek granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze (w zakresie do 600°C) od stali konstrukcyjnych mikrostopowych wysokowytrzymałych [12].

Celem badań, których wyniki zawiera niniejszy artykuł było zaprojektowanie składu chemicznego wyso-

kowytrzymałej stali o granicy plastyczności w temperaturze otoczenia minimum 500 MPa na bazie układu Fe-0,3%C-1,7%Mn-3%Al oraz podstaw technologii wytwarzania wyrobów z tej stali o wysokiej odporności mechanicznej na oddziaływanie cieplne w warunkach pożaru. Założono, że w projektowanej stali zawartości strategicznych pierwiastków, takich jak molibden i niob, powinny być jak najmniejsze. Na podstawie prac własnych [7–12] oraz opublikowanych wyników badań [1–5] przyjęto, że składy chemiczne eksperymentalnych wytopów stali o podwyższonej odporności na oddziaływanie cieplne oparte zostaną na układzie Fe-1,6/1,8%Mn-3,2%Al+(0,9%Cu i/lub 0,04%Nb). Założono, że podwyższona odporność na spadek granicy plastyczności w temperaturze z zakresu 400÷600°C w wyniku ekspozycji w czasie do 1 godziny (znormalizowany czas ekspozycji wg normy wynosi 20 minut) zostanie uzyskana w wyniku dodatku Al w ilości ok. 3% (oddziaływanie w roztworze stałym) oraz Cu w ilości ok. 0,9% (oddziaływanie poprzez umocnienie dyspersyjnymi cząstkami Cu-ε). W przypadku słabszego wpływu dodatku miedzi od przewidywanego, dodatkowo zastosowano mikrodotadek Nb, ale jako podstawowy skład nowego gatunku stali przyjęto układ: Fe-1,7%Mn-3,2%Al-0,9%Cu. Mechanizm wpływu dodatku Cu polega na tym, że po przeróbce cieplno-plastycznej w gotowym wyrobie stalowym większość dodanej miedzi znajduje się w przesyconym roztworze w ferrycie przedeutektoidalnym, w ferrycie perlitu, w ferrycie bainitycznym i/lub w martenzycie, a w trakcie oddziaływania cieplnego w warunkach pożaru następuje wydzielanie dyspersyjnych cząstek (w niższych temperaturach powstawanie klastrów) miedzi, co wywołuje umocnienie przeciwdziałające spadkowi granicy plastyczności. Możliwość przeciwdziałania spadkowi granicy plastyczności dyspersyjnymi wydzieleniami miedzi w podwyższonych temperaturach do ok. 600°C została potwierdzona eksperymentalnie na laboratoryjnych stopach [5].

Zakres badań obejmował wykonanie wytopów laboratoryjnych zaprojektowanych stali, walcowanie na gorąco i obróbkę cieplno-plastyczną z zastosowaniem urządzeń modułu B-LPS [13] w celu otrzymania płaskowników z eksperymentalnych stali o mikrostrukturze lamelarnej i o założonych właściwościach mechanicznych (w temperaturze otoczenia $Re_{min} > 500$ MPa), próby rozciągania w temperaturze z zakresu 400÷600°C (z wytrzymaaniem przez 20 minut w temperaturze próby przed rozciąganiem) oraz badania metalograficzne po kolejnych etapach przygotowania materiału do testów rozciągania w podwyższonej temperaturze. Zrealizowane badania miały charakter wstępny i z tego powodu nie obejmowały zaawansowanych badań mikrostruktury, które umożliwiłyby opis i interpretację procesów zachodzących w stali bezpośrednio przed i w trakcie rozciągania w podwyższonej temperaturze.

3. MATERIAŁ DO BADAŃ I ZASTOSOWANE METODY BADAŃ

3.1. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ

Opracowane zakresy zawartości pierwiastków w eksperymentalnych stalach na bazie układu Fe-(1,6-1,8)%Mn-(3,0-3,4)%Al+(0,9%Cu i/lub 0,04%Nb) oraz składy chemiczne wykonanych wytopów podano w tabeli 1.

Tabela 1. Zaprojektowane składy chemiczne eksperymentalnych stali i analiza składu chemicznego wytopów laboratoryjnych tych stali

Table 1. Designed chemical compositions of the experimental steels and chemical analysis of the laboratory melts of the steels

Lp.	Oznaczenie stali nr wytopu wymiar i masa wlewka	Skład chemiczny	Zawartości pierwiastków, %							
			C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Nb
1	FR1 (Fe-Al-Cu) S571 kw.140 / kw.165 mm / 77,7 kg	wymagania	0,28 0,32	1,60 1,70	0,25 0,35	max 0,01	max 0,01	3,00 3,40	0,85 0,95	–
		analiza wytopowa	0,30	1,74	0,30	0,008	0,008	3,23	0,88	–
2	FR2 (Fe-Al-Nb) S570 kw.140 / kw.165 mm / 76,5 kg	wymagania	0,28 0,32	1,60 1,70	0,25 0,35	max 0,01	max 0,01	3,00 3,40	max 0,15	0,035 0,045
		analiza wytopowa	0,32	1,70	0,30	0,008	0,009	3,45	0,01	0,044
3	FR3 (Fe-Al-Cu-Nb) S572 kw.140 / kw.165 mm / 75,7 kg	wymagania	0,28 0,32	1,60 1,70	0,25 0,35	max 0,01	max 0,01	3,00 3,40	0,85 0,95	0,035 0,045
		analiza wytopowa	0,31	1,71	0,32	0,008	0,008	3,37	0,89	0,040
4	B3* (Fe-Al) S533 kw.140 / kw.165 mm / 96,0 kg	wymagania	0,28 0,32	1,70 1,80	0,25 0,35	max 0,01	max 0,01	2,8 3,2	max 0,15	–
		analiza wytopowa	0,30	1,72	0,30	0,009	0,010	3,0	0,017	–

* materiał porównawczy wytworzony w pracy [14]

Wytopy wykonano i odlano w próżniowym piecu indukcyjnym VSG 100S w postaci trzech wlewków zbieżnych na długości o wymiarach: góra wlewka 165 mm × 165 mm, dół wlewka 140 mm × 140 mm. W tabeli 1 zamieszczono także skład chemiczny eksperymentalnej stali o oznaczeniu B3, która została wytopiona i odlana w warunkach laboratoryjnych w pracy [14], a właściwości tej stali zbadane w poprzednich pracach [12, 14] stanowią poziom odniesienia dla właściwości eksperymentalnych stali z glinem FR1, FR2 i FR3.

Wlewki laboratoryjne o składzie chemicznym i wymiarach podanych w tabeli 1 poz. 1–3, bez stosowania obróbki ujednorodniającej oraz bez powierzchniowej obróbki wiórowej, poddane zostały wstępnej przeróbce plastycznej na gorąco metodą kucia swobodnego na płaskowniki (sztaby) o wymiarach przekroju poprzecznego około 60×150 mm. Wlewki przed kuciem nagrzewano w piecu gazowym do temperatury 1150°C w czasie 2,5 godz., po czym wykonano kucie w zakresie temperatury 1100÷800°C, stosując dwukrotne dogrzewanie międzyoperacyjne. Po kuciu płaskowniki chłodzono w spokojnym powietrzu. W celu przygotowania materiału wsadowego do obróbki cieplno-plastycznej, odkucie sztaby poddano wstępnemu walcowaniu na gorąco w linii LPS-B. Sztaby nagrzewano przed walcowaniem w temperaturze 1200°C w czasie 45 minut, a następnie walcowano w 7 przepustach na grubość około 20 mm. Po zakończeniu walcowania płaskowniki chłodzono w spokojnym powietrzu.

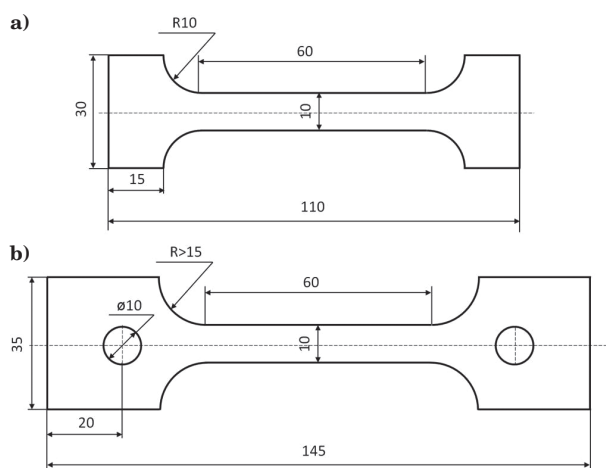
3.2. ZASTOSOWANE METODY BADAŃ

Badania wykonane na zaprojektowanych stalach FR1, FR2 i FR3 obejmowały:

- ustalenie składu fazowego stali w zakresie temperatury nagrzewania do walcowania,
- zaprojektowanie parametrów odkształceniowo-temperaturowo-czasowych oraz przeprowadzenie prób walcowania na gorąco i regulowanego chłodzenia płaskowników z badanych stali w B-LPS,

- badania metalograficzne płaskowników po finalnej obróbce cieplno-plastycznej,
- wykonanie pomiarów właściwości mechanicznych w próbie rozciągania w temperaturze otoczenia i w temperaturze podwyższonej,
- analizę porównawczą otrzymanych wyników z właściwościami wysokowytrzymałych stali konstrukcyjnych i wybranych gatunków stali FRS.

Eksperymenty nagrzewania, walcowania i regulowanego chłodzenia przeprowadzono z wykorzystaniem urządzeń linii B-LPS [13]. Właściwości mechaniczne eksperymentalnych stali wyznaczono w statycznej próbie rozciągania w temperaturze otoczenia oraz w podwyższonej temperaturze, z zastosowaniem próbek płaskich o geometrii przedstawionej na rysunku 1.



Rys. 1. Geometria próbek zastosowanych do testów rozciągania: a) w temperaturze otoczenia, b) w temperaturze podwyższonej; grubość próbek 4,5 mm; krotność $k = L_0 / \sqrt{S_0} = 5,65$

Fig. 1. Shape of specimens used for tensile testing: a) at ambient temperature, b) at elevated temperature; specimens' thickness equal to 4.5 mm; coefficient of the proportionality $k = L_0 / \sqrt{S_0} = 5.65$

Próbki wytrzymałościowe wycięto równolegle do kierunku walcowania płaskowników i obrabiono mechanicznie na finalną grubość 4,5 mm. Statyczną próbę rozciągania w podwyższonej temperaturze dla wybranych wariantów walcowania i chłodzenia przeprowadzono w temperaturach: 400°C, 500°C oraz 600°C, dla każdego wariantu na dwóch próbkach. Próby rozciągania w temperaturze pokojowej przeprowadzono za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Z250, a w temperaturze podwyższonej za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Z100, zgodnie z normami PN-EN ISO 6892-1 [15] oraz PN-EN ISO 6892-2 [16]. Prędkość odkształcenia próbek w zakresie odkształcenia sprężystego, zarówno w temperaturze pokojowej jak i w temperaturze podwyższonej, wynosiła $0,00025 \text{ s}^{-1}$. W zakresie odkształceń trwałych zastosowano prędkość odkształcenia próbek $0,0020 \text{ s}^{-1}$ dla próby w temperaturze pokojowej oraz $0,0014 \text{ s}^{-1}$ dla próby w temperaturze podwyższonej. Badania twardości przeprowadzono metodą Vickersa stosując obciążenie 10 kG, w połowie grubości płaskowników z których wycięto próbki wytrzymałościowe, wykonując każdorazowo 6 pomiarów.

Badania metalograficzne próbek po kolejnych etapach przetwarzania eksperymentalnych stali, wykonano z zastosowaniem techniki mikroskopii świetlnej (MS) w zakresie powiększeń do $1000\times$ oraz w zakresie dużych powiększeń metodami skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM), na powierzchni przekrojów wzdłużnych (równoległych go kierunku walcowania), w odległości od brzegu równej $\frac{1}{4}$ szerokości płaskownika.

4. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

4.1. OBRÓBKA CIEPLNO-PLASTYCZNA BADANYCH STALI W LINII LPS-B

Badania wpływu odkształcenia plastycznego na gorąco i rodzaju chłodzenia po walcowaniu na mikrostrukturę oraz na właściwości mechaniczne eksperymentalnych stali z glinem zrealizowano w linii LPS-B [13], metodą walcowania wieloprzepustowego płaskowników walcami płaskimi o średnicy beczki 550 mm.

Walcowanie wykonano w dwóch etapach. Celem pierwszego etapu była ocena podatności badanych stali do tworzenia mikrostruktury pasmowej oraz wytworzenie pasm pośrednich stanowiących wsad do walcowania finalnego. Drugi etap obróbki cieplno-plastycznej zastosowano w celu wytworzenia finalnej mikrostruktury pasmowej. Etap pierwszy regulowanego walcowania dla każdego badanego materiału obejmował trzy warianty walcowania próbek o wymiarach $\sim 20 \times 160 \times 500$ mm. Materiał do prób nagrzewano w temperaturze 1200°C w czasie 40 minut i walcowano w czterech przepustach na grubość z zakresu $7,3 \div 8,5$ mm. W każdym wariantcie walcowania zróżnicowano temperaturę ostatniego odkształcenia, przez sterowanie czasem przerwy pomiędzy dwoma ostatnimi przepustami. Założone wartości temperatury walcowanego pasma w ostatnim przepuście dla poszczególnych wariantów wynosiły odpowiednio: wariant 1 – 990°C, wariant 2 – 870°C, wariant 3 – 810°C. W wariantcie pierwszym bezpośrednio po odkształceniu materiał chłodzono w sposób przyspieszony nadmuchem powietrza do temperatury około 700°C z następnym chłodzeniem w powietrzu, natomiast w wariantcie drugim i trzecim płaskowniki chłodzono do temperatury otoczenia swobodnie w powietrzu. Drugi etap regulowanego walcowania dla każdego badanego materiału obejmował trzy warianty (Tab. 2). Do prób zastosowano odcinki pasm pochodzące z pierwszego etapu walcowania. Na podstawie informacji uzyskanych w wyniku realizacji pierwszego etapu prób w linii LPS-B, przyjęto następujące założenia dotyczące technologii walcowania w drugim etapie:

1. Nagrzewanie wsadu przed walcowaniem: 1100°C – 15 minut.
2. Walcowanie każdego płaskownika w trzech bezpośrednio następujących po sobie przepustach.
3. Bezpośrednio po ostatnim przepuście chłodzenie każdego płaskownika w sposób zróżnicowany: połowa płaskownika w sposób spowolniony z szybkością $< 0,2^\circ\text{C}$ (w kruszywie ceramicznym – oznaczenie K), a druga połowa (wystająca z kruszywa) w spokojnym powietrzu z średnią szybkością około 1°C/s – oznaczenie P.
4. Planowana końcowa grubość płaskowników w zakresie $4,5 \div 5,5$ mm.

Tabela 2. Warianty finalnej obróbki cieplno-plastycznej (etap II): oznaczenia wariantów, początkowe wymiary próbek, założony zakres temperatury walcowania oraz rzeczywiste wartości temperatury pasma w poszczególnych fazach walcowania
Table 2. Variants of final thermo-mechanical processing (stage II): designation of the variants, starting dimensions of specimens, assumed ranges of rolling temperature and actual values of temperature of the strand at particular rolling phases

Oznaczenie próbki i wariantu	Grubość, szerokość, długość początkowa, mm	Założony temperaturowy zakres walcowania, °C	Wyniki pomiaru rzeczywistej temperatury powierzchni pasma, °C		
			T_N	T_{PW}	T_{KW}
FR1 w1f	7,5; 163; 710	950÷880	995	903	776
FR2 w1f	7,3; 167; 690		1058	947	788
FR3 w1f	7,3; 162; 690		1023	921	776
FR1 w2f	7,7; 161; 670	970÷900	1003	926	799
FR2 w2f	7,7; 164; 670		1048	965	813
FR3 w2f	7,7; 162; 660		1037	972	829
FR1 w3f	8,5; 161; 610	1000÷930	1005	926	786
FR2 w3f	8,4; 162; 620		1032	970	814
FR3 w3f	8,0; 161; 610		1037	963	830

T_N – temperatura powierzchni po wyładowaniu z pieca

T_{PW} – temperatura powierzchni bezpośrednio przed rozpoczęciem walcowania

T_{KW} – temperatura powierzchni bezpośrednio po zakończeniu walcowania

W związku z małą grubością wsadu i związaną z tym dużą szybkością odprowadzenia ciepła z materiału w trakcie kontaktu z walcami oraz z rolkami samotoków, uzyskano niższy od przyjętego w założeniach zakres temperatury walcowania. Obniżona temperatura walcowania wpłynęła jednocześnie na wzrost sił nacisku materiału na walce, co spowodowało zmniejszenie wartości gniotów w poszczególnych przepustach i zwiększenie finalnej grubości pasm (Tab. 3). Prędkość liniowa walcowania w każdym przepuście wynosiła około 0,5 m/s.

Tabela 3. Wymiary płaskowników po drugim etapie walcowania eksperymentalnych stali w linii LPS-B; część płaskownika chłodzona w ceramicznym kruszywie – K, część płaskownika chłodzona w powietrzu – P

Table 3. Dimensions of the plates after the second stage of rolling of the experimental steels in LPS-B line; a part of the plate cooled in ceramic aggregate – K, a part of the plate cooled in the air – P

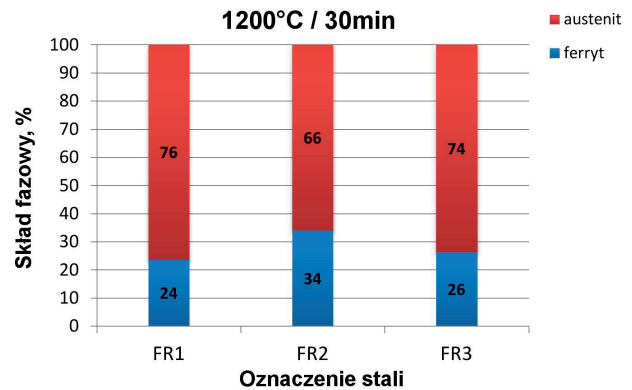
Oznaczenie próbki i wariantu	Grubość h , mm	Szerokość b , mm	Długość l , mm
FR1 w1-K lub -P	5,9	162	920
FR1 w2-K lub -P	5,7	162	880
FR1 w3-K lub -P	6,0	162	860
FR2 w1-K lub -P	5,7	167	870
FR2 w2-K lub -P	5,7	162	920
FR2 w3-K lub -P	5,9	162	880
FR3 w1-K lub -P	5,7	162	870
FR3 w2-K lub -P	5,5	163	870
FR3 w3-K lub -P	5,6	162	860

4.2. BADANIA MIKROSTRUKTURALNE

4.2.1. Skład fazowy badanych stali po nagrzewaniu do walcowania

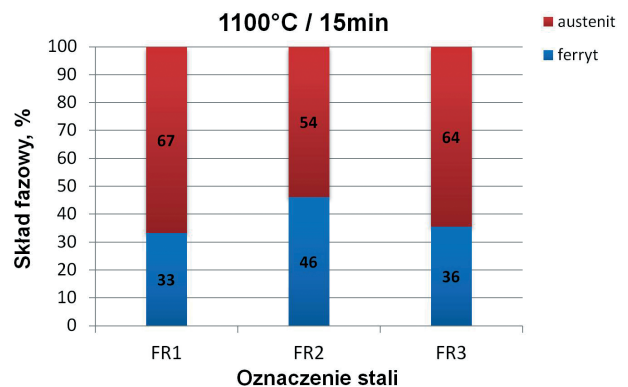
Stosunek udziału austenitu do ferrytu w trakcie walcowania na gorąco i dalszej obróbki wpływa w sposób istotny na mikrostrukturę i właściwości finalnych wyrobów z badanych stali z dodatkiem stopowym glinu. Udział fazowy ferrytu i austenitu przed walcowaniem wyznaczono na próbkach umieszczonych w piecu grzewczym linii LPS-B jednocześnie z materiałem wsadowym do pierwszego i drugiego etapu walcowania. Próbkę wygrzewano w temperaturze 1200°C w czasie 30 minut (w pierwszym etapie) oraz w temperaturze 1100°C w czasie 15 minut (w drugim etapie), a następnie po wyjęciu z pieca chłodzono w wodzie. Zastosowanie próbek o małym przekroju pozwoliło na uzyskanie dużej szybkości chłodzenia, dzięki czemu możliwe było całkowite zahamowanie przemian dyfuzyjnych. Analizę ilościową udziału ferrytu i austenitu (przemienionego w trakcie chłodzenia w martenzyt i bainit) przeprowadzono za pomocą analizatora obrazu Metllo 12.1. na podstawie zdjęć mikrostruktury wykonanych za pomocą mikroskopu świetlnego. Wyniki analizy ilościowej udziału ferrytu i austenitu w badanych stalach po austenitowaniu w temperaturze 1200°C podano w formie diagramu na rysunku 2, a po austenitowaniu w temperaturze 1100°C na rysunku 3. Zastosowanie niższej temperatury austenitowania zwiększa udział objętościowy ferrytu. Dla obydwu wartości temperatury austenitowania największym ułamkiem objętości ferrytu charakteryzuje się stal FR2, a składy fazowe

stali FR1 i FR3 są zbliżone w obydwu temperaturach austenitowania.



Rys. 2. Zawartości austenitu i ferrytu (w % objętości) w strukturze badanych stali FR1, FR2 i FR3 po wygrzewaniu w temperaturze 1200°C w czasie 30 minut

Fig. 2. Percentage volume fractions of austenite and ferrite in microstructure of the investigated steels FR1, FR2 i FR3 after reheating at temperature of 1200°C during 30 minutes

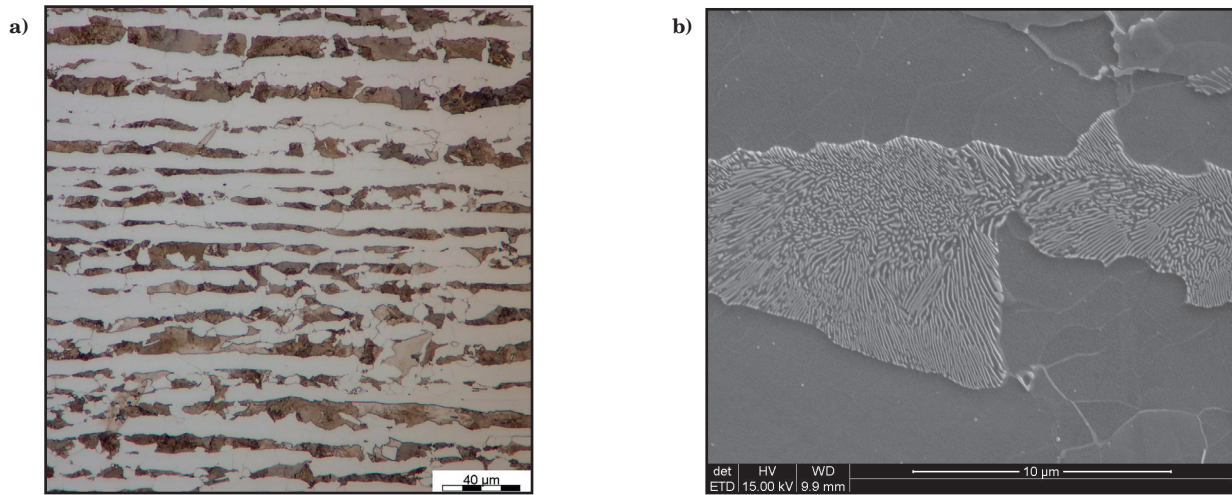


Rys. 3. Zawartości austenitu i ferrytu (w % objętości) w strukturze badanych stali FR1, FR2 i FR3 po wygrzewaniu w temperaturze 1100°C w czasie 15 minut

Fig. 3. Percentage volume fractions of austenite and ferrite in microstructure of the investigated steels FR1, FR2 i FR3 after reheating at temperature of 1100°C during 15 minutes

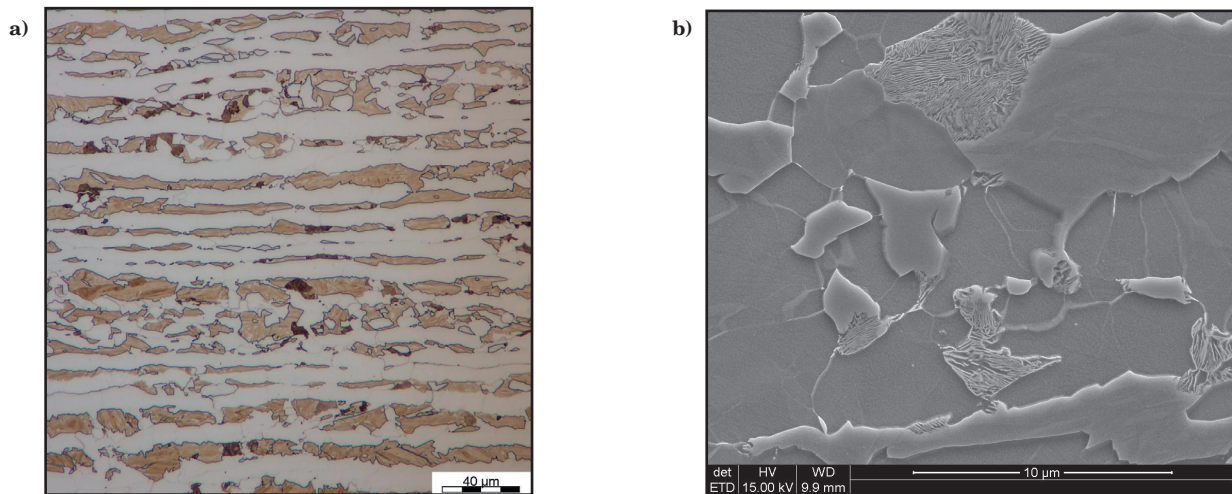
4.2.2. Mikrostruktura badanych stali po finalnej obróbce cieplno-plastycznej

Na rysunkach 4–9 zamieszczono mikrofotografie ilustrujące reprezentatywne mikrostruktury badanych stali po walcowaniu z zastosowaniem wariantów podanych w tabeli 3. Po spowolnionym chłodzeniu w kruszywie powstała pasmowa struktura ferrytyczno-perlityczna, o średnio rozdrobnionej morfologii pasmowej (Rys. 4, 6 i 8) ze względu na stosunkowo małe gnioły zastosowane w trakcie walcowania finalnego, o wielkościach zbliżonych do możliwości technologicznych typowych walcowni. Obszary ferrytu składają się z wydłużonych w kierunku walcowania pasm pierwotnego ferrytu δ i istniejącego w trakcie walcowania ferrytu α oraz z nowopowstałego w trakcie wolnego chłodzenia ferrytu α „przyrastającego” do pasm ferrytu istniejącego przed chłodzeniem. W stalach FR2 i FR3 zawierających dodatek niobu stwierdzono występowanie nierozpuszczonych lub wydzielonych w trakcie obróbki drobnych cząstek zawierających Nb – najprawdopodobniej węglika niobu. Przykłady rodzaju mikrostruktury pasmowej powstającej po walcowaniu płaskowników z badanych



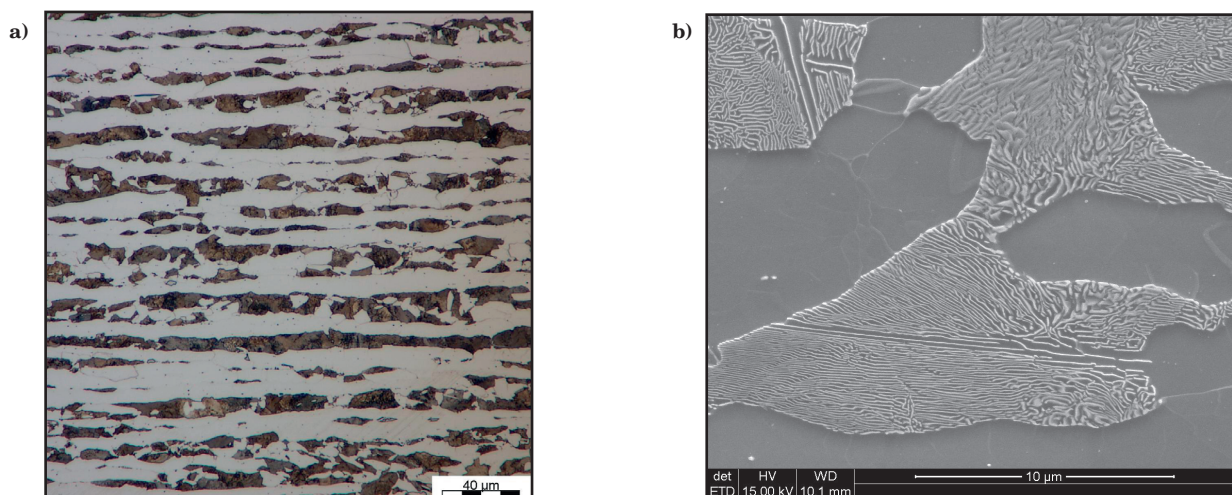
Rys. 4. Mikrostruktura stali FR1 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 6,0 mm wg wariantu FR1w3-K i chłodzeniu w kruszywie: a) MS, b) SEM

Fig. 4. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR1 subjected to rolling acc. to variant FR1w3-K into 6.0 mm thickness followed by cooling in ceramic aggregate: a) optical microscope, b) SEM



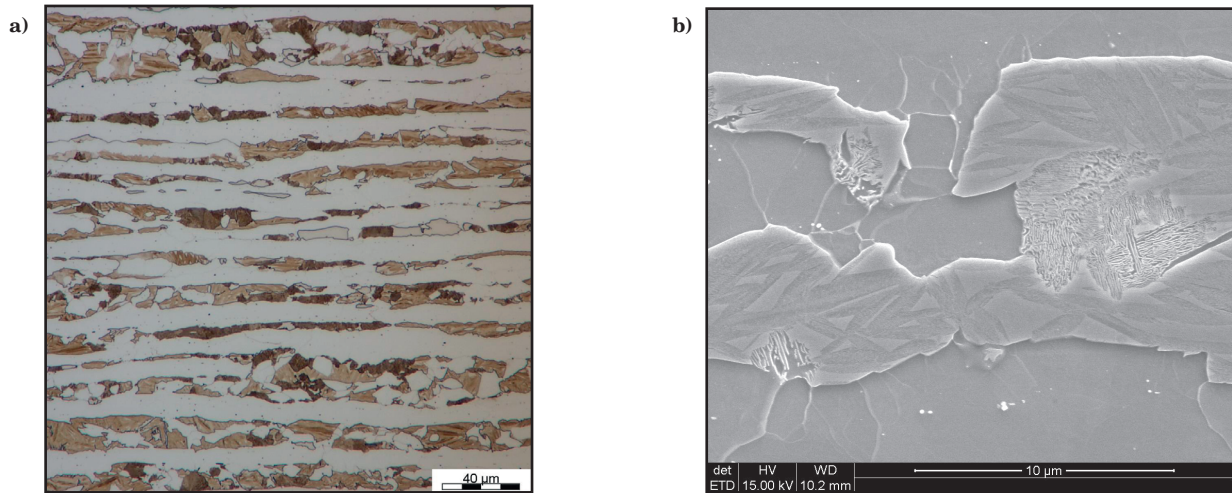
Rys. 5. Mikrostruktura stali FR1 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 6,0 mm wg wariantu FR1w3-P i chłodzeniu w powietrzu: a) MS, b) SEM

Fig. 5. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR1 subjected to rolling acc. to variant FR1w3-P into 6.0 mm thickness followed by cooling in the air: a) optical microscope, b) SEM



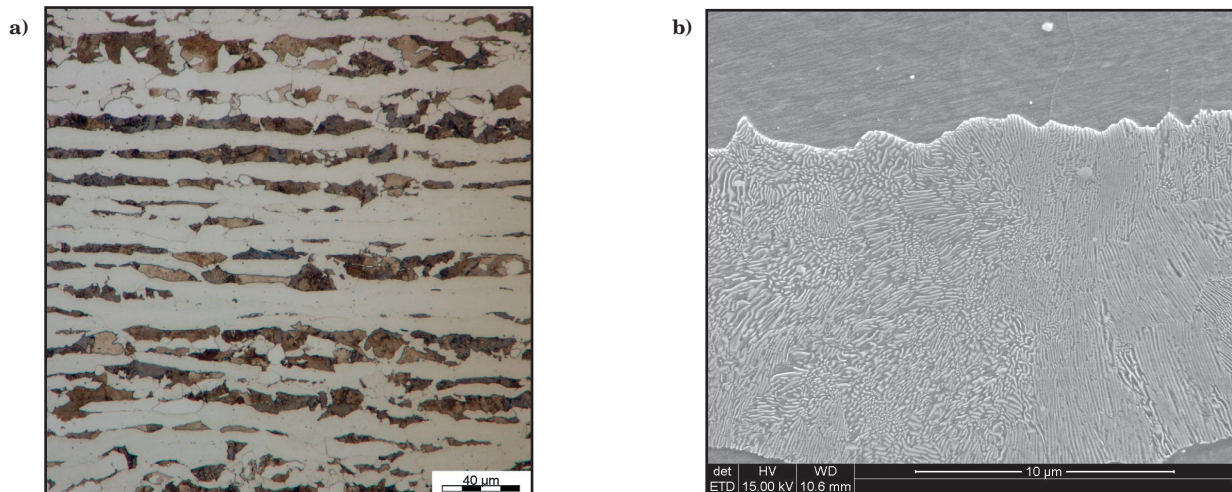
Rys. 6. Mikrostruktura stali FR2 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 5,9 mm wg wariantu FR2w3-K i chłodzeniu w kruszywie: a) MS, b) SEM

Fig. 6. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR2 subjected to rolling acc. to variant FR2w3-K into 5.9 mm thickness followed by cooling in ceramic aggregate: a) optical microscope, b) SEM



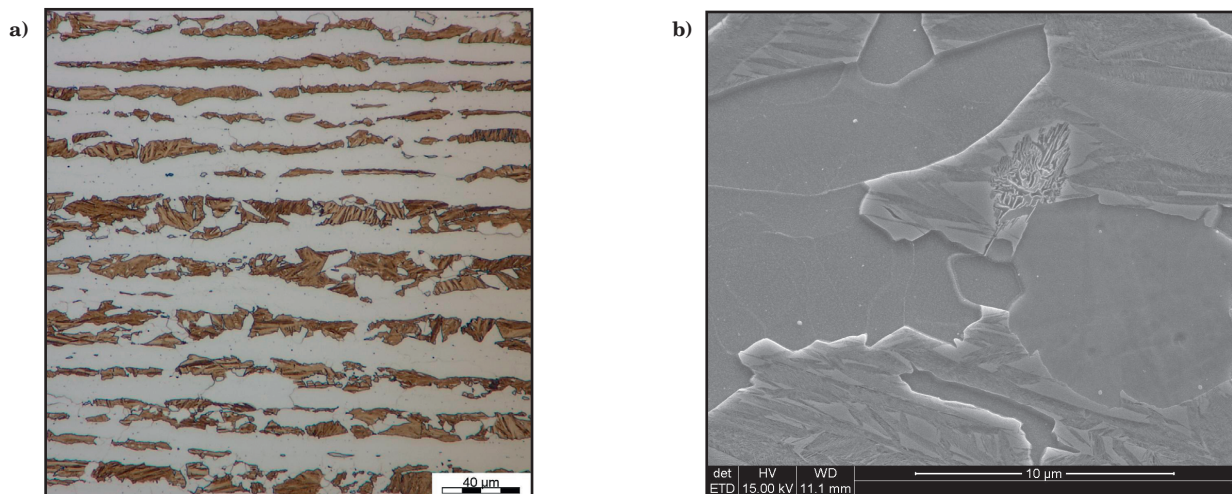
Rys. 7. Mikrostruktura stali FR2 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 5,9 mm wg wariantu FR2w3-P i chłodzeniu w powietrzu: a) MS, b) SEM

Fig. 7. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR2 subjected to rolling acc. to variant FR2w3-P into 5.9 mm thickness followed by cooling in the air: a) optical microscope, b) SEM



Rys. 8. Mikrostruktura stali FR3 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 5,6 mm wg wariantu FR3w3-K i chłodzeniu w kruszywie: a) MS, b) SEM

Fig. 8. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR3 subjected to rolling acc. to variant FR3w3-K into 5.6 mm thickness followed by cooling in ceramic aggregate: a) optical microscope, b) SEM



Rys. 9. Mikrostruktura stali FR3 na przekroju wzdłużnym płaskownika po walcowaniu na grubość 5,6 mm wg wariantu FR3w3-P i chłodzeniu w powietrzu: a) MS, b) SEM

Fig. 9. Microstructure on a longitudinal section of plate of steel FR3 subjected to rolling acc. to variant FR3w3-P into 5.6 mm thickness followed by the air cooling: a) optical microscope, b) SEM

stali w wyniku swobodnego chłodzenia w powietrzu zamieszczono na rysunkach 5, 7 i 9. Dla finalnych grubości płaskowników z badanych stali mieszczących się w zakresie 5,5÷6,0 mm (Tab. 3) chłodzenie w powietrzu po walcowaniu spowodowało przemianę austenitu w wielofazową strukturę martenzytowo-bainityczno-perlityczno-ferrytyczną, z różną proporcją tych składników.

Tabela 4. Wyniki analizy ilościowej udziału objętościowego składników mikrostrukturalnych w badanych stalach po drugiej fazie walcowania w linii LPS-B

Table 4. Results of quantitative evaluation the volume fractions of the microstructural constituents in the investigated steels after the second stage of rolling in LPS-B line

Oznaczenie stali	Wariant walcowania – chłodzenia	Średni udział objętościowy składników mikrostruktury, % objętości		
		ferryt $\delta + \alpha$	perlit	bainit + martenzyt
FR1 (Fe-Al-Cu)	w1-K	71,3	28,7	–
	w2-K	69,2	30,8	–
	w3-K	66,6	34,0	–
	w3-P	63,7	1,4	34,9
FR2 (Fe-Al-Nb)	w1-K	69,8	30,2	–
	w2-K	69,3	30,7	–
	w3-K	72,2	27,8	–
	w3-P	64,7	3,6	31,7
FR3 (Fe-Al-Cu-Nb)	w1-K	72,9	27,1	–
	w2-K	71,9	28,1	–
	w3-K	71,6	28,4	–
	w3-P	68,9	–	31,1
B3* (Fe-Al)	P	59,9	26,2	13,9
	N	49,2	0,6	50,2

* na podstawie wyników uzyskanych w pracy [12]

Tabela 5. Wyniki pomiarów grubości pasm ferrytu i pasm składników powstałych z austenitu po ostatnim przepuszczeniu drugiej fazy walcowania badanych stali; pomiary wykonano na przekroju wzdłużnym, prostopadle do kierunku walcowania

Table 5. Results of measurements of thickness of the bands of ferrite and bands of constituents resulted from austenite after final pass in the second stage of rolling of the investigated steels; measurements were done on longitudinal section, perpendicularly to rolling direction

Oznaczenie stali	Wariant walcowania i chłodzenia	Średnia grubość pasm ferrytu t_F , μm	Odchylenie standardowe σ , μm	Wskaźnik zmienności $v = \sigma/t_F$, %	Średnia grubość pasm byłego austenitu t_A , μm	Odchylenie standardowe σ , μm	Wskaźnik zmienności $v = \sigma/t_A$, %
FR1 (Fe-Al-Cu)	w1-K	10,4	3,6	34,6	10,4	8,3	79,4
	w2-K	9,6	3,8	39,2	14,3	10,7	74,8
	w3-K	10,2	4,2	41,6	12,1	10,2	84,3
	w3-P	9,1	2,7	30,1	13,5	11,1	82,4
FR2 (Fe-Al-Nb)	w1-K	11,2	3,3	29,3	11,9	9,7	81,2
	w2-K	10,3	3,7	36,5	10,6	8,7	81,8
	w3-K	9,6	3,7	38,3	7,8	4,6	59,8
	w3-P	10,2	4,0	39,5	8,5	7,8	91,8
FR3 (Fe-Al-Cu-Nb)	w1-K	11,7	4,1	35,1	13,8	12,7	92,1
	w2-K	12,1	3,6	29,6	13,0	9,3	72,0
	w3-K	11,1	4,2	38,1	13,7	10,7	77,8
	w3-P	11,0	3,6	32,7	12,9	8,3	64,0
B3* (Fe-Al)	P	10,7	3,4	31,6	11,7	8,8	74,9
	N	10,1	3,4	34,0	13,6	11,9	87,6

* na podstawie wyników uzyskanych w pracy [12]

Wyniki ilościowej analizy składu fazowego badanych stali po finalnej obróbce według wariantów podanych w tabeli 3, zamieszczono w tabeli 4. Zawartość ferrytu wszystkich typów w mikrostrukturze finalnej jest istotnie większa od zawartości ferrytu w temperaturze początku walcowania (Rys. 3), co wynika z opisanych przemian fazowych w trakcie walcowania i chłodzenia po walcowaniu.

Pomiar grubości pasm ferrytu oraz pasm utworzonych przez produkty przemiany austenitu (odpowiednio t_F oraz t_A) przeprowadzono na płaszczyznach zglądów metalograficznych, wzdłuż linii prostopadłych do kierunku walcowania, metodą analizy ilościowej obrazów mikrostruktur przy powiększeniu 800 \times . Średnia grubość poszczególnych pasm została wyznaczona na podstawie pomiaru minimum 100 cięciw. Wyniki pomiarów zamieszczono w tabeli 5. Zastosowany schemat gniotów spowodował wytworzenie struktury pasmowej o grubości pasm ferrytu 9,1÷10,4 μm w stali FR1, 9,6÷11,2 μm w stali FR2 i 11,0÷12,1 μm w stali FR3.

4.3. WYNIKI POMIARÓW WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH

Właściwości mechaniczne badanych stali wyznaczono w próbie rozciągania w temperaturze otoczenia i dla wybranych wariantów walcowania i chłodzenia w temperaturach: 400°C, 500°C oraz 600°C. Testy w temperaturze podwyższonej przeprowadzono z zastosowaniem szybkości nagrzewania 15°C/min oraz czasu wygrzewania w temperaturze badania przed próbą 20 minut.

Średnie wartości pomiarów w próbach rozciągania w temperaturze otoczenia i pomiarów twardości podano w tabeli 6. Poza jednym wariantem (FR2w3-P) w pozostałych przypadkach uzyskano wartości grani-

cy plastyczności powyżej 500 MPa, przy zróżnicowanej plastyczności mierzonej całkowitym wydłużeniem względnym od 10% do 20%. Odporność stali na oddziaływanie cieplne w wysokiej temperaturze oceniono na podstawie wyrażonego w procentach stosunku wartości granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze do wartości granicy plastyczności tej stali w temperaturze otoczenia:

$$(R_{e(ET)}/R_{e(RT)}) \cdot 100\% \quad (1)$$

gdzie:

$R_{e(ET)}$ (lub $R_{p0,2(ET)}$) – wartość granicy plastyczności w temperaturze podwyższonej (ang. elevated temperature);

$R_{e(RT)}$ (lub $R_{p0,2(RT)}$) – wartość granicy plastyczności w temperaturze pokojowej (ang. room temperature)

Uzyskane wyniki porównano do danych własnych i danych literaturowych dotyczących właściwości standardowych niskowęglowych stali konstrukcyjnych o zróżnicowanym poziomie granicy plastyczności oraz do wybranych gatunków stali o podwyższonej odpor-

ności ogniowej (FRS – Fire Resistant Steels). Składy chemiczne stali odniesienia podano w tabeli 7.

Średnie wartości pomiarów w próbach rozciągania próbek z badanych stali FR1, FR2 i FR3 w temperaturach podwyższonych zamieszczono w tabeli 8, gdzie dla porównania podano także wartości określone w temperaturze otoczenia.

Wyniki prób rozciągania stali FR1, FR2 i FR3 w podwyższonej temperaturze oraz porównanie tych wartości z charakterystykami standardowych stali konstrukcyjnych, wysokowytrzymałej stali konstrukcyjnej obrobionej termomechanicznie oraz ognioodpornych stali klasy FRS, zamieszczono w formie wykresów na rysunkach 10–17.

Na rysunkach 10–12 zamieszczono zależności wartości stosunku $(R_{e(ET)}/R_{e(RT)}) \cdot 100\%$ od temperatury wygrzewania badanych stali w ciągu 20 minut. Rysunki 13a i 13b zawierają zestawienie porównawcze wybranych wariantów obróbki stali FR1, FR2 i FR3 ze stałą odniesienia B3 badaną w poprzednich pracach [12, 14]. Kryterium $(R_{e(ET)}/R_{e(RT)}) \cdot 100\% > 50\%$ po wytrzymaniu przez 20 minut w temperaturze 550°C spełniają wszystkie badane warianty eksperymentalnych stali. Warto-

Tabela 6. Średnie wartości pomiarów właściwości mechanicznych eksperymentalnych stali w temperaturze otoczenia

Table 6. Average values of measurements of mechanical properties of the experimental steels at ambient temperature

Stal	Wariant	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A %	A_{gt} %	$R_{p0,2}/R_m$	HV10
FR1 (Fe-Al-Cu)	w1-K	552	756	19,3	10,7	0,73	245
	w2-K	564	761	17,8	10,0	0,74	242
	w3-K	560	768	17,8	10,1	0,73	248
	w3-P	506	1017	10,0	8,4	0,50	294
FR2 (Fe-Al-Nb)	w1-K	516	719	19,3	10,8	0,72	242
	w2-K	505	701	20,1	12,0	0,72	244
	w3-K	517	726	19,1	11,6	0,71	241
	w3-P	468	912	12,5	9,8	0,51	269
FR3 (Fe-Al-Cu-Nb)	w1-K	554	748	19,0	11,1	0,74	250
	w2-K	554	740	19,5	11,8	0,75	250
	w3-K	543	737	19,1	11,9	0,74	247
	w3-P	541	989	11,8	9,5	0,55	293
B3* (Fe-Al)	P	495	735	16,7	-	0,67	249**
	N	449	953	7,1	-	0,47	309**

* na podstawie wyników uzyskanych w pracy [12]

** pomiar metodą HV30

K – po chłodzeniu w kruszywie; P – po chłodzeniu na powietrzu; N – natrysk wodą

Tabela 7. Składy chemiczne standardowych stali konstrukcyjnych oraz stali o podwyższonej odporności ogniowej – Fire Resistant Steels – FRS, wg danych literaturowych lub atestów [17–19]

Table 7. Chemical compositions of standard structural steels and steels with increased fire resistance – Fire Resistant Steels – FRS, according to published data or steel specifications [17–19]

Lp.	Gatunek stali	Zawartość pierwiastków, %													
		C	Mn	Si	P	S	Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	Cu	Al _{całk.}	N
1	S235JR*	0,14	0,62	0,009	0,009	0,010	-	-	0,1	-	-	-	0,08	0,051	0,005
2	S275 [17]	<0,22	<1,50	-	0,040	0,040	-	-	-	-	-	-	<0,55	-	<0,012
3	SM490A [18] (S355JR)	<0,22	<1,65	<0,55	0,035	0,035	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	S355 [19]	0,15	1,41	0,18	0,019	0,011	-	-	-	-	0,01	-	-	0,041	-
5	S460ML*	0,11	1,58	0,50	0,013	0,0004	0,01	-	-	-	0,03	-	0,03	0,034	0,0052
6	FRS-A [17]	0,11	1,14	0,24	-	0,002	0,52	-	-	-	0,03	-	-	-	-
7	FRS-B [17]	0,10	0,64	0,1	-	0,005	0,51	-	-	-	-	-	-	-	-
8	FRS-C [18]	0,10	1,0	0,3	-	-	0,48	-	0,5	-	0,02	0,01	-	-	-

* materiał porównawczy poddany badaniom w IMŻ [12] – skład chemiczny wg atestu producenta

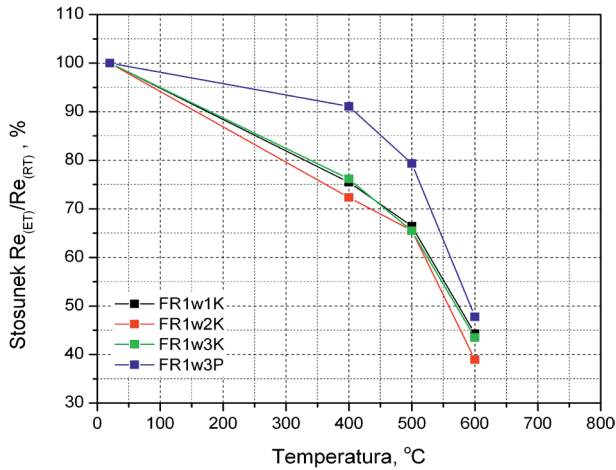
Tabela 8. Średnie wartości pomiarów właściwości mechanicznych eksperymentalnych stali w podwyższonej temperaturze; dla porównania podano także wartości zmierzone w temperaturze otoczenia

Table 8. Average values of measurements of mechanical properties of the experimental steels at elevated temperature; for comparison also values measured at ambient temperature are shown

Stal	Wariant	Temp. bad., °C	$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %	$R_{p0,2} / R_m$
FR1 (Fe-Al-Cu)	w1-K	20	552	756	19,3	0,73
		400	417	663	14,4	0,63
		500	367	480	15,3*	0,76
		600	245	315	28,5*	0,78
	w2-K	20	564	761	17,8	0,74
		400	408	637	13,0*	0,64
		500	370	502	13,0*	0,74
		600	220	282	40,8*	0,78
	w3-K	20	560	768	17,8	0,73
		400	427	673	13,3	0,63
		500	367	499	13,9	0,73
		600	244	319	33,3*	0,76
	w3-P	20	506	1017	10,0	0,50
		400	461	798	20,4	0,58
		500	401	537	18,8*	0,75
		600	242	305	42,0*	0,79
FR2 (Fe-Al-Nb)	w1-K	20	516	719	19,3	0,72
		400	402	637	21,3	0,63
		500	342	471	31,2	0,73
		600	236	306	43,3*	0,77
	w2-K	20	505	701	20,1	0,72
		400	408	647	22,7	0,63
		500	364	490	19,2	0,74
		600	233	307	32,9	0,76
	w3-K	20	517	726	19,1	0,71
		400	400	647	23,7	0,62
		500	363	499	24,0	0,73
		600	229	306	49,5*	0,75
	w3-P	20	468	912	12,5	0,51
		400	437	739	22,7	0,59
		500	362	508	—**	0,71
		600	232	302	42,5	0,77
FR3 (Fe-Al-Cu-Nb)	w1-K	20	554	748	19,0	0,74
		400	431	657	15,4	0,66
		500	382	503	12,9	0,76
		600	259	318	34,0*	0,81
	w2-K	20	554	740	19,0	0,75
		400	411	653	16,3	0,63
		500	369	492	18,2	0,75
		600	248	311	23,4	0,80
	w3-K	20	543	737	19,1	0,74
		400	430	657	17,4	0,65
		500	360	486	19,1	0,74
		600	242	308	23,1	0,79
	w3-P	20	541	989	11,8	0,55
		400	474	820	22,9	0,58
		500	417	530	18,9	0,79
		600*	266*	325*	22,8*	0,82*
B3 (Fe-Al)***	B3-P	20	495	735	16,7	0,67
		400	391	659	26,0	0,59
		500	356	495	26,9	0,72
		600	231	301	38,8	0,77
	B3-N	20	449	953	7,1	0,47
		400	397	727	20,3	0,55
		500	383	499	21,4	0,77
		600	223	291	47,0	0,77

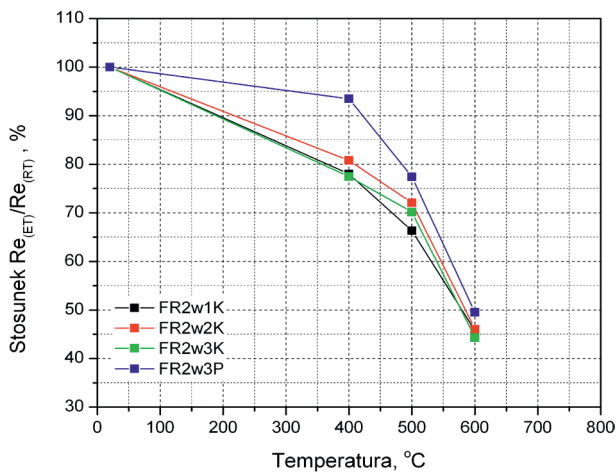
K – po chłodzeniu w kruszywie; P – po chłodzeniu w powietrzu; N – po chłodzeniu natryskiem wody

* na podstawie wyniku dla jednej próbki; ** próbki zerwane poza bazą pomiarową; *** na podstawie badań przeprowadzonych w pracy [12]



Rys. 10. Zależność stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ od temperatury odkształcenia wyznaczona na podstawie próby rozciągania eksperymentalnej stali FR1, dla wybranych wariantów walcowania w linii LPS-B i chłodzenia po walcowaniu

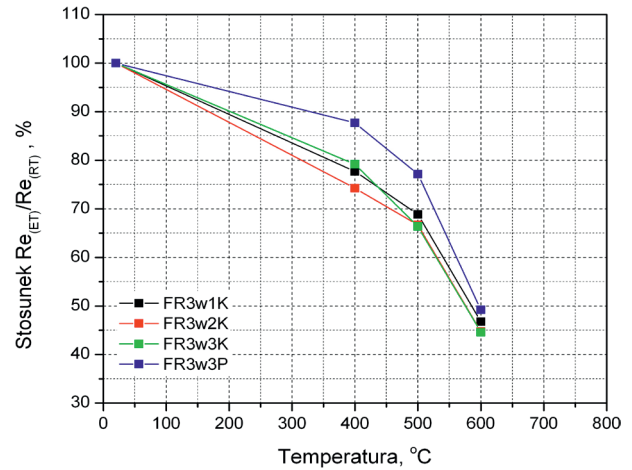
Fig. 10. Relationship between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature developed using data of tensile tests of experimental steel FR1, for selected variants of rolling in LPS-B line and cooling after the rolling



Rys. 11. Zależność stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ od temperatury odkształcenia wyznaczona na podstawie próby rozciągania eksperymentalnej stali FR2, dla wybranych wariantów walcowania w linii LPS-B i chłodzenia po walcowaniu

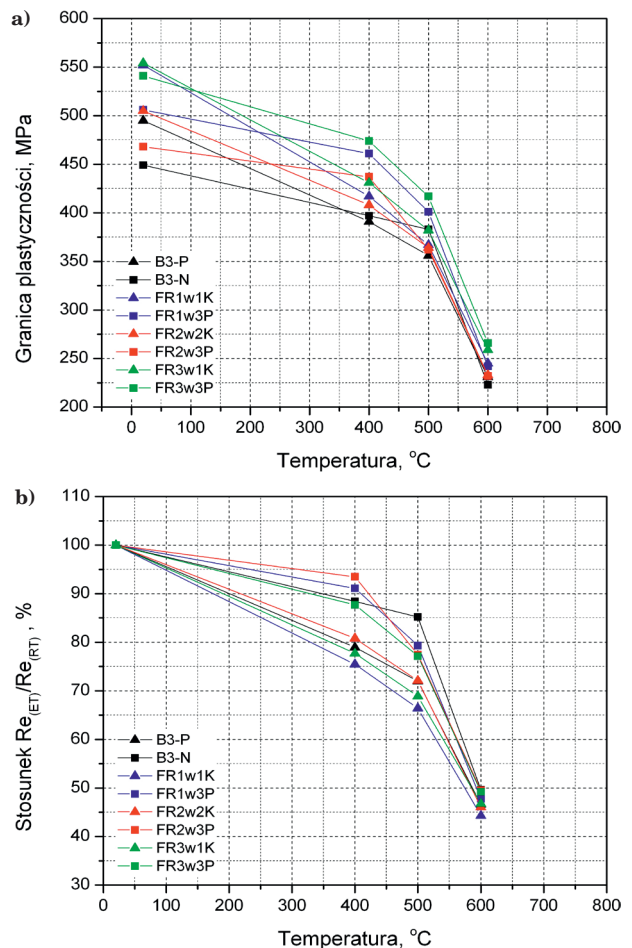
Fig. 11. Relationship between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature developed using data of tensile tests of experimental steel FR2, for selected variants of rolling in LPS-B line and cooling after the rolling

ści dla temperatury 550°C ustalono aproksymując liniowo wartości uzyskane w temperaturach 500°C i 600°C. Najwyższe wartości współczynnika ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$) · 100% wykazują badane stale po zastosowaniu chłodzenia w powietrzu po walcowaniu, powodującego wytworzenie lamelarniej struktury składającej się z pasm ferrytu i pasm o mikrostrukturze wielofazowej z dużym udziałem bainitu i martenzytu listwowego: stal FR1 – 65%, stal FR2 – 60% oraz stal FR3 – 63% (wykresy naniesione kolorem niebieskim na rysunkach 10, 11 oraz 12). Po chłodzeniu w powietrzu płaskowników o grubości 5,5÷6,0 mm badane stale w temperaturze otoczenia charakteryzują się wysoką wytrzymałością ok. 1000 MPa, przy wydłużeniu całkowitym 10,0÷12,5% (Tab. 6). Zbadanie możliwości zwiększenia plastyczności po tych wariantach obróbki, wymaga wykonania eksperymentów odpuszczania i/lub zastosowania ob-



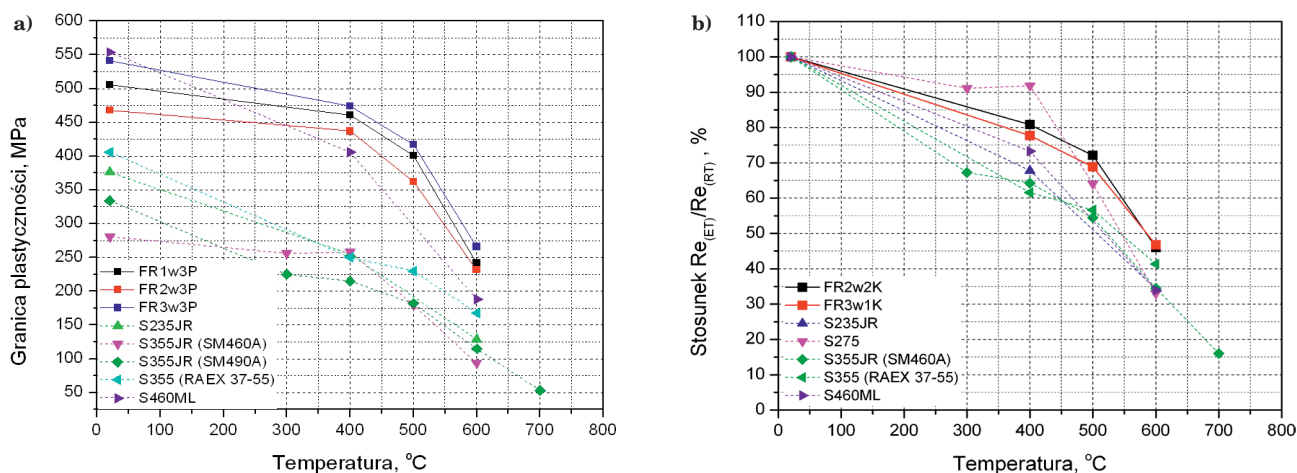
Rys. 12. Zależność stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ od temperatury odkształcenia wyznaczona na podstawie próby rozciągania eksperymentalnej stali FR3, dla wybranych wariantów walcowania w linii LPS-B i chłodzenia po walcowaniu

Fig. 12. Relationship between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature developed using data of tensile tests of experimental steel FR3, for selected variants of rolling in LPS-B line and cooling after the rolling



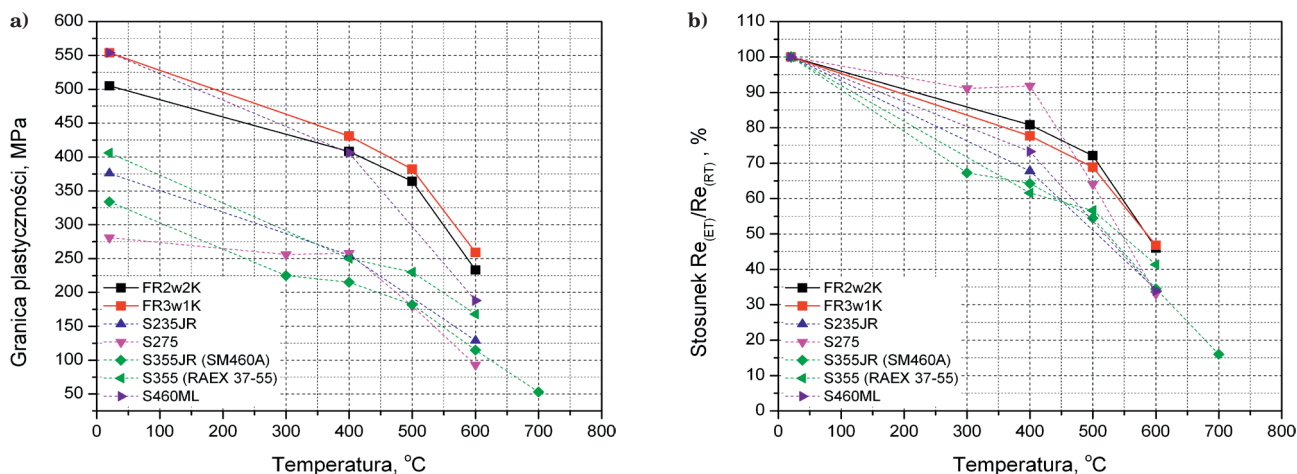
Rys. 13. Zależność granicy plastyczności (a) oraz stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ (b) od temperatury odkształcenia wyznaczona na podstawie próby rozciągania dla wybranych wariantów walcowania i chłodzenia eksperymentalnych stali FR1, FR2 i FR3 oraz B3 [12]

Fig. 13. Relationship between yield stress and tensile deformation temperature (a) and between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature (b), developed using data of tensile tests of selected variants of rolling and cooling of experimental steels FR1, FR2 i FR3 and B3 [12]



Rys. 14. Zależność granicy plastyczności (a) oraz stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ (b) od temperatury odkształcenia w próbie rozciągania eksperymentalnych stali FR1, FR2 i FR3 chłodzonych po walcowaniu w powietrzu, a także standardowych gatunków stali konstrukcyjnych (na podstawie danych literaturowych oraz badań własnych [12])

Fig. 14. Relationship between yield stress and tensile deformation temperature (a) and between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature (b), developed using data of tensile tests of experimental steels FR1, FR2 and FR3 cooled in the air after rolling, and also standard structural grades (based on published data and own investigation [12])



Rys. 15. Zależność granicy plastyczności (a) oraz stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ (b) od temperatury odkształcenia w próbie rozciągania eksperymentalnych stali FR2 i FR3 chłodzonych w kruszywie po walcowaniu, a także standardowych gatunków stali konstrukcyjnych (na podstawie danych literaturowych oraz badań własnych [12])

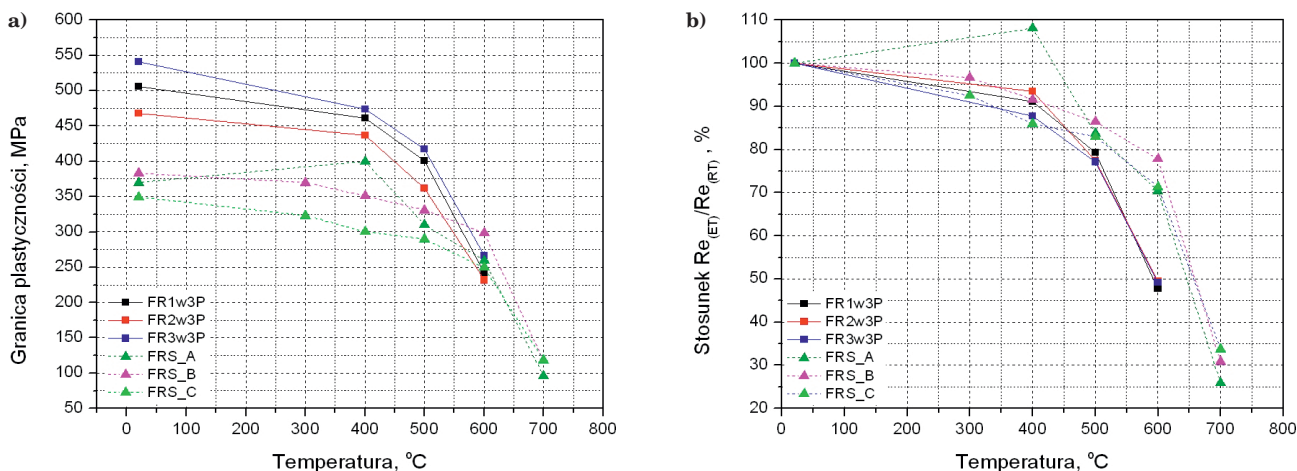
Fig. 15. Relationship between yield stress and tensile deformation temperature (a) and between $Re_{(ET)}/Re_{(RT)}$ ratio and tensile deformation temperature (b), developed using data of tensile tests of experimental steels FR2 and FR3 cooled in ceramic aggregate after rolling, and also standard structural grades (based on published data and own investigation [12])

róbki cieplno-plastycznej powodującej powstanie struktury mikrolamelarnej o grubości pasm strukturalnych poniżej 5 μm .

Po chłodzeniu spowolnionym, prowadzącym do otrzymania pasmowej mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej, współczynnik zachowania granicy plastyczności w temperaturze 550°C ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$) wynosi 52÷55% dla stali FR1, 56÷58% dla stali FR2 oraz 56÷58% dla stali FR3. Wartość granicy plastyczności w temperaturze otoczenia badanych stali po chłodzeniu spowolnionym wynosi powyżej 500 MPa przy dobrej plastyczności (Tab. 6): dla stali FR1 $R_{p0,2} = 552 \div 564$ MPa oraz $A_5 = 17,8 \div 19,3\%$, dla stali FR2 $R_{p0,2} = 505 \div 517$ MPa oraz $A_5 = 19,1 \div 20,1\%$, dla stali FR3 $R_{p0,2} = 543 \div 554$ MPa oraz $A_5 = 19,0 \div 19,5\%$.

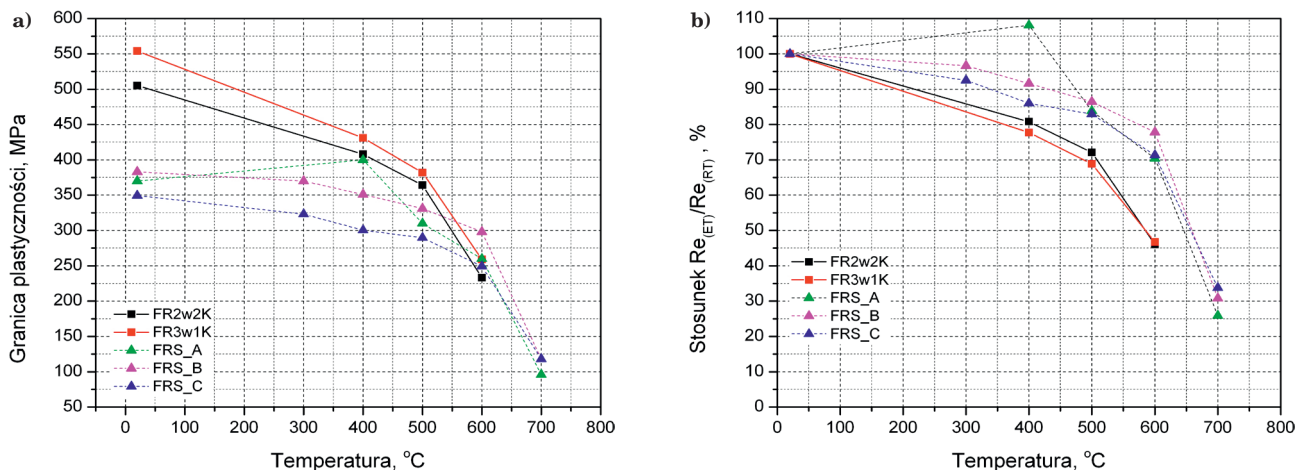
Porównanie wartości granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze oraz stosunku $Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$ stali badanych w niniejszej pracy ze stalą B3 badaną w poprzednich pracach (bez dodatków Cu i Nb)

oraz ze stalami konstrukcyjnymi i gatunkami FRS, zamieszczono w formie wykresów na rysunkach 13–17. Jeśli zastosować następujące minimalne kryteria dla właściwości mechanicznych w temperaturze otoczenia: $R_{p0,2} \geq 500$ MPa i jednocześnie $A_5 > 15\%$, to z porównania wykresów na rysunku 13 widać, że stale z dodatkami Cu i / lub Nb dla niektórych wariantów obróbki charakteryzują się wyższą granicą plastyczności w temperaturze otoczenia i w podwyższonej temperaturze w zakresie do 600°C od stali B3, natomiast procentowy spadek wartości granicy plastyczności po wytrzymaniu przez 20 minut w temperaturze 550°C jest zbliżony dla stali B3 i dla stali zawierających dodatki Cu i / lub Nb. Ze szczegółowej analizy wynika, że dla wykonanych w niniejszej pracy obróbek cieplno-plastycznych dodatek 0,9% Cu powoduje wzrost granicy plastyczności badanych stali w temperaturze otoczenia o ok. 50 MPa, bez obniżenia plastyczności.



Rys. 16. Zależność granicy plastyczności (a) oraz stosunku Re_{ET}/Re_{RT} (b) od temperatury odkształcenia w próbie rozciągania eksperymentalnych stali FR1, FR2 i FR3 chłodzonych po walcowaniu w powietrzu oraz wybranych gatunków stali FRS o podwyższonej odporności ogniowej - na podstawie danych literaturowych

Fig. 16. Relationship between yield stress and tensile deformation temperature (a) and between Re_{ET}/Re_{RT} ratio and tensile deformation temperature (b), developed using data of tensile tests of experimental steels FR1, FR2 and FR3 cooled in the air after rolling and selected grades of FRS steels of increased fire resistance - based on published data



Rys. 17. Zależność granicy plastyczności (a) oraz stosunku Re_{ET}/Re_{RT} (b) od temperatury odkształcenia w próbie rozciągania eksperymentalnych stali FR2 i FR3 chłodzonych w kruszywie po walcowaniu oraz wybranych gatunków stali FRS o podwyższonej odporności ogniowej - na podstawie danych literaturowych

Fig. 17. Relationship between yield stress and tensile deformation temperature (a) and between Re_{ET}/Re_{RT} ratio and tensile deformation temperature (b), developed using data of tensile tests of experimental steels FR2 and FR3 cooled in ceramic aggregate after rolling and selected grades of FRS steels of increased fire resistance - based on published data

Dla zastosowanych obróbek cieplno-plastycznych nie stwierdzono istotnego wpływu Cu i/lub Nb na dodatkowe zahamowanie spadku wartości granicy plastyczności w wyniku wytrzymywania przez 20 minut w podwyższonej temperaturze do 600°C. Wykorzystanie efektu Cu w celu podwyższenia odporności na oddziaływanie termiczne w zakresie 550÷600°C wymaga szczegółowych badań redystrybucji Cu w obszarze dwufazowym $\delta/\alpha + \gamma$ w trakcie kolejnych etapów przetwarzania, a szczególnie podczas krzepnięcia, nagrzewania do walcowania i walcowania. W zakresie temperatury walcowania (1100÷800°C) rozpuszczalność Cu w austenicie wynosi ok. 8%, natomiast w ferrycie w tym zakresie temperaturowym nie przekracza 1%, co prowadzi do rozsegregowania Cu pomiędzy fazy γ i δ/α . W temperaturze otoczenia rozpuszczalność Cu w ferrycie jest bliska zero. Innym czynnikiem, którego wpływ wymaga zbadania, jest czas wytrzymywania w podwyższonej temperaturze, ponieważ maksyma-

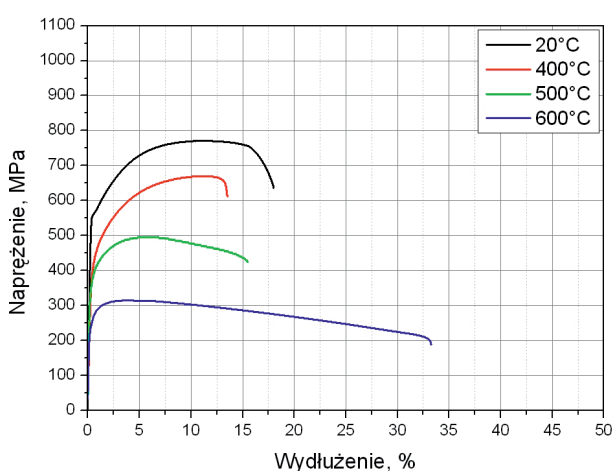
lizacja efektu wpływu wydzieleni Cu-ε na hamowanie spadku granicy plastyczności stali w zakresie temperaturowym 550÷600°C następuje po dłuższym czasie niż standardowy czas próby odporności ogniowej wynoszący 20 minut.

Rysunki 14–17 zawierają porównawcze zestawienia zależności granicy plastyczności oraz wartości stosunku $(Re_{ET}/Re_{RT}) \cdot 100\%$ od temperatury wygrzewania w ciągu 20 minut, dla wybranych wariantów obróbki stali FR1, FR2 i FR3, standardowych stali konstrukcyjnych o różnym poziomie wytrzymałości oraz ognioodpornych stali klasy FRS. Z porównania wartości współczynnika $(Re_{ET}/Re_{RT}) \cdot 100\%$ w warunkach oddziaływania cieplnego 550°C/20 minut wyznaczonego dla stali FR1, FR2 i FR3, z wartościami dla wytwarzanych przemysłowo stali konstrukcyjnych o różnych wartościach granicy plastyczności wynika (Rys. 14b, 15b), że wartość ta jest istotnie wyższa dla stali FR1, FR2 i FR3 (60÷62%), tak w porównaniu ze stałą o zbliżonej granicy plastyczności

(S460ML), jak i ze stalami o niższej granicy plastyczności (wartości w zakresie 42÷50%). Należy podkreślić, że stale FR1, FR2 i FR3 w wariantcie obróbki w3P (Rys. 14b) dla warunków 600°C/20 minut wykazują wysoką wartość współczynnika $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\%$, bliską 50%, ale należy wykonać optymalizację parametrów obróbki w kierunku zwiększenia plastyczności w temperaturze otoczenia.

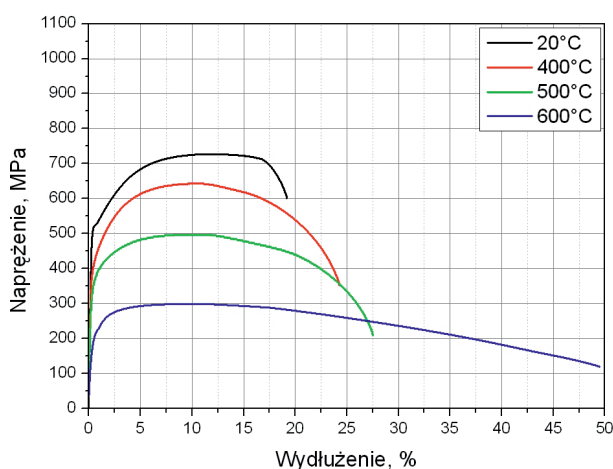
Wykresy na rysunkach 16 i 17 przedstawiają porównanie zmian granicy plastyczności oraz wartości stosunku $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\%$ od temperatury wygrzewania w ciągu 20 minut, dla wybranych wariantów obróbki stali FR1, FR2 i FR3 oraz dla niskowęglowych stali klasy FRS, zawierających w składzie dodatek Mo w ilości ok. 0,5%, a także mogących zawierać dodatek Cr i mikrodotatki pierwiastków o silnym powinowactwie do węgla i azotu (Nb, Ti) (Tab. 7). Dane o wła-

ściwościach stali FRS pochodzą z publikacji. Wybrane do porównań niskowęglowe stale FRS charakteryzują się wartością granicy plastyczności w temperaturze otoczenia w przedziale 350÷380 MPa i wykazują małe spadki granicy plastyczności do temperatury oddziaływania 600°C. W przypadku stali FRS-A zawierającej 0,52%Mo i 0,03%Nb, wygrzewanie przed próbą rozciągania w temperaturze 400°C powoduje wzrost granicy plastyczności w stosunku do wartości określonej w temperaturze otoczenia, co wynika z dodatniej różnicy pomiędzy efektem umocnienia wydzieleniowego a efektem mięknięcia spowodowanego zjawiskami aktywowanymi cieplnie. Wartość współczynnika $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\%$ dla parametrów 550°C/20 minut wynosi dla stali FRS 75÷85%, czyli istotnie powyżej innych stali konstrukcyjnych nie zawierających w swym składzie molibdenu, w tym stali FR1, FR2 i FR3. Należy



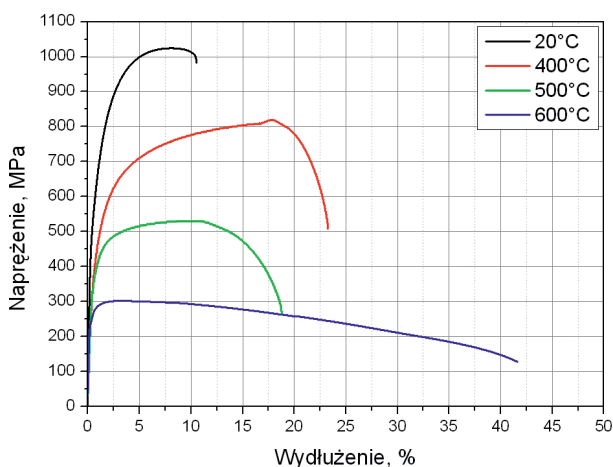
Rys. 18. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR1 – wariant w3K (chłodzenie po walcowaniu w kruszywie) zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C, 500°C i 600°C

Fig. 18. Tensile curves for specimens of experimental steel FR1 – variant w3K (cooled after rolling in ceramic aggregate) recorded at temperatures 20°C, 400°C, 500°C and 600°C



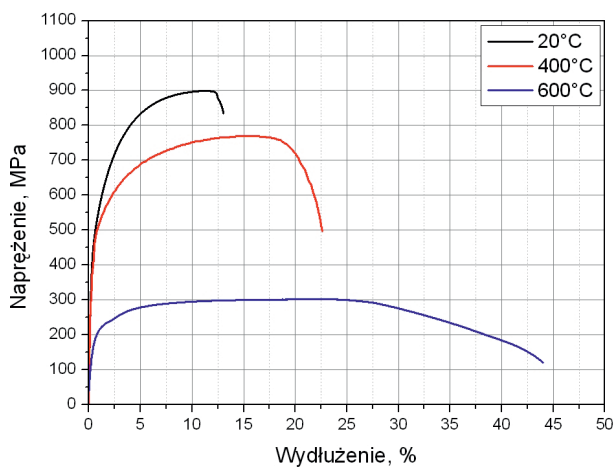
Rys. 20. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR2 – wariant w3K (chłodzenie po walcowaniu w kruszywie) zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C, 500°C i 600°C

Fig. 20. Tensile curves for specimens of experimental steel FR2 – variant w3K (cooled after rolling in ceramic aggregate) recorded at temperatures 20°C, 400°C, 500°C and 600°C



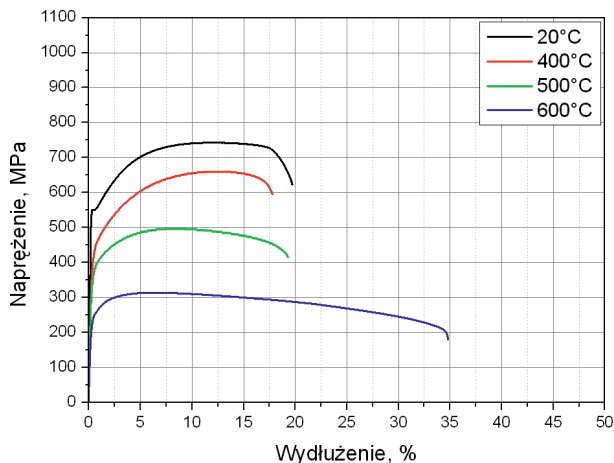
Rys. 19. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR1 – wariant w3P (chłodzenie po walcowaniu w powietrzu) zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C, 500°C i 600°C

Fig. 19. Tensile curves for specimens of experimental steel FR1 – variant w3P (cooled after rolling in the air) recorded at temperatures 20°C, 400°C, 500°C and 600°C



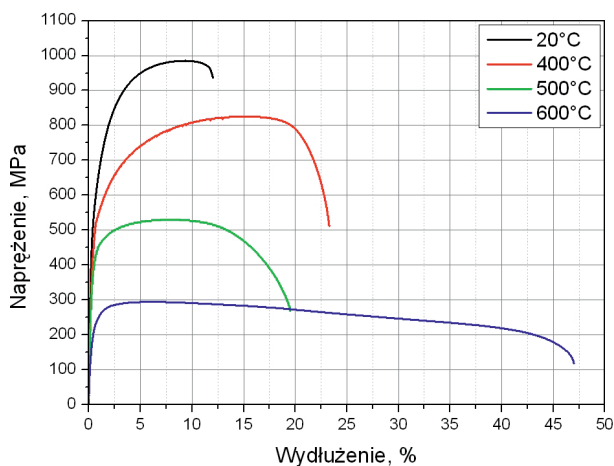
Rys. 21. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR2 – wariant w3P (chłodzenie po walcowaniu w powietrzu) zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C i 600°C

Fig. 21. Tensile curves for specimens of experimental steel FR2 – variant w3P (cooled after rolling in the air) recorded at temperatures 20°C, 400°C and 600°C



Rys. 22. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR3 – wariant w3K (chłodzenie po walcowaniu w kruszywie) zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C, 500°C i 600°C

Fig. 22. Tensile curves for specimens of experimental steel FR3 – variant w3K (cooled after rolling in ceramic aggregate) recorded at temperatures 20°C, 400°C, 500°C and 600°C



Rys. 23. Krzywe rozciągania próbek eksperymentalnej stali FR3 – wariant w3P (chłodzenie po walcowaniu w powietrzu) zarejestrowane w temperaturze 20°C, 400°C, 500°C i 600°C

Fig. 23. Tensile curves for specimens of experimental steel FR3 – variant w3P (cooled after rolling in the air) recorded at temperatures 20°C, 400°C, 500°C and 600°C

jednak podkreślić, że charakterystyki stali FRS zostały opracowane na podstawie danych literaturowych i mogą być obciążone błędami.

Na rysunkach 18–23 zestawiono krzywe rozciągania badanych stali FR1, FR2 i FR3 poddanych wybranym wariantom obróbki, zarejestrowane w temperaturach 20°C, 400°C, 500°C i 600°C. Wszystkie badane warianty obróbki stali FR1, FR2 i FR3, w temperaturze badania do 500°C wykazują istotne umocnienie odkształceniowe w trakcie rozciągania, co świadczy o braku skłonności do niestabilnego odkształcenia, tj. do płynięcia plastycznego bez przyrostu naprężenia po przekroczeniu granicy plastyczności. W temperaturze rozciągania 600°C następuje zmiana mechanizmu odkształcenia, czego wynikiem jest zmniejszenie zakresu umocnienia odkształceniowego na krzywej rozciągania oraz znaczne zwiększenie wydłużenia do zerwania, zachodzącego

przy obniżającym się naprężeniu. Zmiana charakterystyki krzywych rozciągania po przekroczeniu temperatury odkształcenia ok. 500°C widoczna na rysunkach 18–23, jest typowa dla mechanizmu odkształcenia stali konstrukcyjnych niestopowych i niskostopowych (np. [20]). Odkształcenie w temperaturze poniżej ok. 0,4 temperatury topnienia wyrażonej w [K] zachodzi z udziałem mechanizmów poślizgu, generowania i rekombinacji dyslokacji i ewentualnie bliźniakowania mechanicznego, a powyżej tej temperatury coraz większą rolę zaczynają odgrywać mechanizmy aktywowane cieplnie, w tym obroty i poślizgi na granicach ziarn.

5. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ I WNIOSKI

W artykule zamieszczono wyniki badań nowego gatunku wysokowytrzymałej stali o granicy plastyczności w temperaturze otoczenia minimum 500 MPa na bazie układu Fe-0,3%C-1,7%Mn-3%Al z dodatkami Cu i / lub Nb, o podwyższonej – w stosunku do standardowych stali konstrukcyjnych – odporności mechanicznej na oddziaływanie cieplne w warunkach pożaru w zakresie temperatury 400÷600°C. Badania miały wstępny charakter i nie obejmowały zaawansowanych badań mikrostruktury, które umożliwiłyby opis i interpretację procesów zachodzących w stali bezpośrednio przed i w trakcie rozciągania w podwyższonej temperaturze. Zbadano wpływ odkształcenia plastycznego na gorąco i rodzaju chłodzenia po walcowaniu na podatność do tworzenia struktury lamelarnej (pasmowej) w badanych stalach z glinem. Ze względu na stosunkowo małe gnioty zastosowane w trakcie walcowania finalnego, o wielkościach zbliżonych do możliwości technologicznych typowych walcowni, wytworzono strukturę o średnio rozdrobionej morfologii pasmowej. Po spowolnionym chłodzeniu po walcowaniu powstała pasmowa struktura ferrytyczno-perlityczna, a chłodzenie w powietrzu po walcowaniu spowodowało przemianę austenitu w wielofazową strukturę martenzytyczno-bainityczno-perlityczno-ferrytyczną, z różną proporcją tych składników w badanych stalach. Zastosowany schemat gniotów spowodował wytworzenie struktury pasmowej o grubości pasm w zakresie 9÷12 μm .

Odporność stali na oddziaływanie cieplne oceniono na podstawie wyrażonego w procentach stosunku wartości granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze do wartości granicy plastyczności tej stali w temperaturze otoczenia: $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\%$. Uzyskane wyniki porównano do właściwości standardowych niskowęglowych stali konstrukcyjnych o zróżnicowanym poziomie granicy plastyczności oraz do wybranych gatunków stali o podwyższonej odporności ogniowej (FRS – Fire Resistant Steels).

Wnioski z prób rozciągania w podwyższonej temperaturze po wytrzymaniu próbki w temperaturze badania przez 20 minut są następujące:

- Kryterium $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\% > 50\%$ po wytrzymaniu przez 20 minut w temperaturze 550°C spełniają wszystkie badane warianty eksperymentalnych stali. Najwyższe wartości współczynnika $(Re_{(ET)}/Re_{(RT)}) \cdot 100\%$ wykazują badane stale po zastosowaniu chłodzenia w powietrzu po walcowaniu, powodującego wytworzenie lamelarnej struktury składającej się z pasm ferrytu i pasm wielofazowych z dużym udziałem

- lem bainitu i martenzytu listwowego: stal FR1 – 65%, stal FR2 – 60% oraz stal FR3 – 63%. W temperaturze otoczenia wytrzymałość po tej obróbce wynosi ok. 1000 MPa, przy wydłużeniu całkowitym 10,0÷12,5%. Zbadanie możliwości zwiększenia plastyczności po tych wariantach obróbki, wymaga wykonania eksperymentów odpuszczania i/lub zastosowania obróbki cieplno-plastycznej powodującej powstanie struktury mikrolamelarnej o grubości pasm strukturalnych poniżej 5 µm.
- Po chłodzeniu spowolnionym, prowadzącym do otrzymania pasmowej mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej, współczynnik zachowania granicy plastyczności w temperaturze 550°C ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$) wynosi 52÷55% dla stali FR1, 56÷58% dla stali FR2 oraz 56÷58% dla stali FR3. Wartość granicy plastyczności w temperaturze otoczenia badanych stali po chłodzeniu spowolnionym jest wyższa od 500 MPa przy dobrej plastyczności: dla stali FR1 $R_{p0,2} = 552 \div 564$ MPa oraz $A_5 = 17,8 \div 19,3\%$, dla stali FR2 $R_{p0,2} = 505 \div 517$ MPa oraz $A_5 = 19,1 \div 20,1\%$, dla stali FR3 $R_{p0,2} = 543 \div 554$ MPa oraz $A_5 = 19,0 \div 19,5\%$.
 - Dla zastosowanych obróbek cieplno-plastycznych nie stwierdzono istotnego wpływu Cu i/lub Nb na dodatkowe zahamowanie spadku wartości granicy plastyczności w wyniku wytrzymałości przez 20 minut w podwyższonej temperaturze do 600°C. Wykorzystanie efektu Cu w celu podwyższenia odporności na oddziaływanie termiczne w zakresie 550–600°C wymaga szczegółowych badań redystrybucji Cu w obszarze dwufazowym $\delta/\alpha + \gamma$ w trakcie kolejnych etapów przetwarzania, a szczególnie podczas krzepnięcia, nagrzewania do walcowania i walcowania. Ze szczegółowej analizy wynika, że dla wykonanych w niniejszej pracy obróbek cieplno-plastycznych dodatek 0,9% Cu powoduje wzrost granicy plastyczności badanych stali w temperaturze otoczenia o ok. 50 MPa, bez obniżenia plastyczności.
 - Z porównania wartości współczynnika ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$) w warunkach oddziaływania cieplnego 550°C/20 minut wyznaczonego dla stali FR1, FR2 i FR3, z wartościami tego współczynnika dla wytwarzanych przemysłowo stali konstrukcyjnych o różnych wartościach granicy plastyczności wynika, że

wartość ta jest istotnie wyższa dla stali FR1, FR2 i FR3 (60÷62%), tak w porównaniu ze stałą o zbliżonej granicy plastyczności (S460ML), jak i ze stalami o niższej granicy plastyczności (wartości w zakresie 42÷50%).

- Wybrane do porównań niskowęglowe stale FRS zawierające Mo w ilości ok. 0,5%, a także mogące zawierać dodatek Cr i mikrododatki pierwiastków o silnym powinowactwie do węgla i azotu (Nb, Ti), charakteryzują się wartością granicy plastyczności w temperaturze otoczenia w przedziale 350÷380 MPa i wykazują małe spadki granicy plastyczności do temperatury oddziaływania 600°C. Wartość współczynnika ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$) dla parametrów 550°C/20 minut wynosi dla stali FRS 75÷85%, czyli istotnie powyżej innych stali konstrukcyjnych nie zawierających w swym składzie molibdenu, w tym stali FR1, FR2 i FR3.
- Wszystkie badane warianty obróbki stali FR1, FR2 i FR3 w temperaturze badania do 500°C wykazują istotne umocnienie odkształceniowe w trakcie rozciągania, co świadczy o braku skłonności do niestabilnego odkształcenia, tj. do płynięcia plastycznego bez przyrostu naprężenia po przekroczeniu granicy plastyczności. W temperaturze rozciągania 600°C następuje zmiana mechanizmu odkształcenia, czego wynikiem jest zmniejszenie zakresu umocnienia odkształceniowego na krzywej rozciągania oraz znaczne zwiększenie wydłużenia do zerwania, zachodzące przy obniżającym się naprężeniu.
- Wyniki wykonanych badań wykazały, że stal o bazowym składzie chemicznym Fe-0,3%C-1,7%Mn-3%Al o granicy plastyczności w temperaturze otoczenia powyżej 500 MPa, charakteryzuje się znacznie większą odpornością na krótkotrwałe oddziaływanie cieplne w wysokiej temperaturze do 600°C mierzone współczynnikiem ($Re_{(ET)}/Re_{(RT)} \cdot 100\%$), niż stosowane obecnie stale konstrukcyjne, nie należące do gatunków FRS (Fire Resistant Steels) zawierających minimum 0,5% Mo.

Artykuł zawiera wyniki badań uzyskane w pracy Instytutu Metalurgii Żelaza nr SO 0951/2017 finansowanej z dotacji statutowej Ministra Nauki i Szkolnictwa Wyższego.

LITERATURA

- C. Gross, D. Isheim, S. Vaynman, M.E. Fine, Y-W. Chung, *Design and Development of Fire Resistant Steels*, Northwestern University, March 25 (2014).
- Y. Mizutani, K. Ishibashi, K. Yoshii, Y. Watanabe, R. Chijiwa, Y. Yoshida, *590 MPa Class Fire-Resistant Steel for Building Structural Use*, Nippon Steel Technical Report No. 90, July (2004) 45-52.
- W. Sha, F.S. Kelly, P. Browne, S.P.O. Blackmore, A.E. Long, *Development of structural steels with fire resistant microstructures*, „Mater. Sci. Technol.” 18 (2002) 319-325.
- B.K. Panigrahi, *Microstructures and properties of low-alloy fire resistant steel*, „Bull. Mater. Sci.” 29 (1) February (2006) 59-66.
- R. Janssen, PhD Thesis – *Copper precipitation in fire resistant construction steel*, Supervisors: J. Sietsma, E. Leunis, Delft University of Technology, August (2004).
- B. Garbarz, *Wyroby stalowe do zbrojenia betonu o podwyższonym bezpieczeństwie eksploatacji*, „IZOLACJE – Budownictwo – Przemysł – Ekologia” (7/8) (2007) 68-70.
- B. Garbarz, J. Marcisz, *Phase transformations in Fe-(1÷8)%Al-0,1%C steel*, „Arch. Metall. Mater.” 49 (3) (2004) 671-680.
- B. Garbarz, J. Marcisz, *Skłonność stali konstrukcyjnych zawierających Al do wysokotemperaturowego pękania powierzchniowego*, „Inżynieria Materiałowa” (1) (2005) 21-26.
- M. Adamczyk, B. Garbarz, *Mikrostruktura i właściwości eksperymentalnych stali konstrukcyjnych Fe-0,1%C-1,4%Mn-(4÷8%Al) po walcowaniu na gorąco*, „Prace IMŻ” 66 (2) (2014) 13-20.
- B. Garbarz, M. Adamczyk, B. Niżnik-Harańczyk, *Development of structural steel containing 3÷5% Al with microlaminated microstructure*, „Arch. Metall. Mater.” 62 (4) (2017) 2307-2313.
- Zgłoszenie patentowe IMŻ do UP RP: *Sposób wytwarzania wyrobów stalowych o strukturze mikrolamelarnej*, P.419214. 21.10.2016
- M. Adamczyk, B. Niżnik-Harańczyk, W. Kubosz, B. Garbarz – konsultacje, *Opracowanie charakterystyk eksploatacyjnych nowej klasy stali konstrukcyjnej z glinem*, Spr. IMŻ nr SW-0070/BW (2016).

- [13] www.imz.pl: *Walcarka do walcowania na gorąco wraz z urządzeniami do obróbki cieploplastycznej (moduł LPS-B)*.
- [14] M. Adamczyk, B. Niżnik-Harańczyk, J. Pogorzałek, J. Gazdowicz, *Fizyczne modelowanie wytwarzania ultradrobnych struktur o morfologii lamelarniej w wyrobach ze stali o obniżonej gęstości zawierającej do 5% Al.*, Spr. IMŻ nr SW-0066 (2015).
- [15] Norma PN-EN ISO 6892-1 : 2010. *Metale – Próba rozciągania. Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej*.
- [16] Norma PN-EN ISO 6892-2 : 2011. *Metale – Próba rozciągania. Część 2: Metoda badania w podwyższonej temperaturze*.
- [17] F.S. Kellya, W. Shab, *A comparison of the mechanical properties of fire-resistant and S275 structural steels*, „Journal of Constructional Steel Research” 50 (1999) 223-233.
- [18] R. Chijiwa, H. Tamehiro, Y. Yoshida, K. Funato, R. Uemori, Y. Horii, *Development and Practical Application of Fire-Resistant Steel for Buildings*, „Nippon Steel Technical Report” No. 58, July (1993) 47-55.
- [19] J. Outinen, P. Mäkeläinen, *Mechanical Properties of Structural Steel at Elevated Temperature and After Cooling Down*, *Second International Workshop “Structures in Fire” – Christchurch – March (2002)* 273-290.
- [20] J. Hu, L.-X. Du, G.-S. Sun, H. Xie, R.D.K. Misra, *Low temperature superplasticity and thermal stability of a nanostructured low-carbon microalloyed steel*, „Sci. Rep.” 5 (2015) 18656; doi: 10.1038/srep18656.