

OBRÓBKA CIEPLNO-PLASTYCZNA STALI KONSTRUKCYJNYCH ZAWIERAJĄCYCH 3÷4%Al UMOŻLIWIAJĄCA WYTWORZENIE MIKROSTRUKTURY LAMELARNEJ

Artykuł zawiera wyniki badań stali konstrukcyjnych z dodatkiem stopowym glinu w ilości 3÷4%, poddanych wielowariantowej obróbce cieplno-plastycznej. Nowe stale z glinem charakteryzują się występowaniem stabilnej struktury dwufazowej austenityczno-ferrytycznej w zakresie temperatury nagrzewania do przeróbki plastycznej i przeróbki plastycznej na gorąco. Umożliwia to wytworzenie mikrostruktury lamelarniej (pasmowej). Celem badań było uzyskanie wysokich właściwości mechanicznych nowej klasy stali z dodatkiem stopowym glinu, konkurencyjnych w stosunku do właściwości obecnie wytwarzanych konstrukcyjnych wyrobów stalowych o wysokiej granicy plastyczności minimum 500 MPa, w warunkach technologicznych typowych dla średnio zaawansowanych technicznie walcowni. W wyniku zastosowania zróżnicowanych wartości parametrów obróbki cieplno-plastycznej, wytworzono lamelarne struktury charakteryzujące się wartością średniej grubości pasm mikrostruktury w zakresie od 8,6 μm do 13,3 μm . Właściwości mechaniczne eksperymentalnych stali po zastosowanych wariantach obróbki cieplno-plastycznej mieszczą się w szerokim zakresie wartości: R_m od 620 do 1080 MPa, $R_{p0,2}$ od 420 do 540 MPa oraz wydłużenie całkowite od 6 do 19%. Korzystne proporcje wytrzymałości i plastyczności uzyskano dla stali zawierających 0,30%C-1,72%Mn-3,0%Al oraz 0,28%C-1,67%Mn-2,98%Al-0,70%Si-0,49%Cr: granica plastyczności ok. 500 MPa, wytrzymałość ok. 700 MPa i wydłużenie całkowite ok. 17%.

Słowa kluczowe: stal zawierająca glin, obróbka cieplno-plastyczna, mikrostruktura lamelarna, właściwości mechaniczne

THERMO-MECHANICAL PROCESSING OF STRUCTURAL STEELS CONTAINING 3÷4%Al ALLOWING TO PRODUCE LAMINATED MICROSTRUCTURE

Results of investigation of structural steels alloyed with 3÷4% of aluminium subjected to multivariant thermo-mechanical processing are presented in the paper. The new steel grades with aluminium addition are characterised by their dual phase austenite-ferrite structure stable at temperatures of reheating and hot working. This property enables to produce laminated (banded) microstructure. The aim of the investigation was to obtain high mechanical properties of the new class of steels containing aluminium, competitive with mechanical properties of currently produced structural steel products with a high yield strength of minimum 500 MPa, using medium-advanced rolling facilities. As a result of application of different values of thermo-mechanical treatment laminated structures were produced with an average thickness of microstructural bands in the range of 8.6 μm to 13.3 μm . Mechanical properties of the experimental steels obtained after the applied variants of thermo-mechanical processing showed wide ranges of values: R_m from 620 to 1080 MPa, $R_{p0,2}$ from 420 to 540 MPa and total elongation from 6 to 19%. A favorable proportion of strength and ductility was obtained for the steels containing 0.30%C-1.72%Mn-3.0%Al and 0.28%C-1.67%Mn-2.98%Al-0.70%Si-0.49%Cr: yield strength ca. 500 MPa, tensile strength ca. 700 MPa and total elongation ca. 17%.

Keywords: aluminium-alloyed steel, thermo-mechanical treatment, laminated microstructure, mechanical properties

1. WPROWADZENIE

W artykule przedstawiono wyniki badań mikrostruktury i właściwości mechanicznych nowej klasy stali konstrukcyjnych zawierających jako główny pierwiastek stopowy glin w ilości 3÷4%¹⁾, poddanych eks-

perymentalnej obróbce cieplno-plastycznej w warunkach półprzemysłowych z wykorzystaniem urządzeń B – LPS [1–3], w celu wytworzenia mikrostruktury lamelarniej (pasmowej), prowadzącej do uzyskania wysokiej wytrzymałości i jednocześnie dużej plastyczności. Dodatek Al w ilości powyżej ok. 1,5% do stali o zawartości węgla typowej dla gatunków konstrukcyjnych powoduje występowanie dwufazowej struktury austenit + ferryt w zakresie temperatury nagrzewania do prze-

¹⁾w całym artykule zawartości pierwiastków podano w % masy

róbki plastycznej na gorąco i walcowania na gorąco [4], co umożliwia wytworzenie metodą regulowanego walcowania mikrostruktury lamelarniej (pasmowej) charakteryzującej się cienkimi pasmami składników fazowych, o minimalnej osiągalnej grubości pasm 2–3 mikrometry [5–7]. Jest to metoda alternatywna do technologii kształtowania ultradrobnoziarnistej mikrostruktury z ziarnami równoosiowymi. Z dotychczasowych badań wynika, że wytworzenie mikrostruktury lamelarniej pozwalającej uzyskać właściwości porównywalne do stali ultradrobnoziarnistych z ziarnami równoosiowymi, może być łatwiejsze do zastosowania w warunkach walcowania przemysłowego, ze względu na korzystniejsze technologicznie wielkości i zakresy temperaturowe wymaganych odkształceń. Z dostępnych publikowanych źródeł wynika, że dotychczas możliwości wytworzenia mikrostruktury lamelarniej metodą walcowania na gorąco były badane przez Zhanga i wsp., z wykorzystaniem eksperymentalnych stali o składach chemicznych mieszczących się w zakresie: 0,05%-0,15%C, 5%Mn i 3%Al [8–10]. Badania Zhanga i wsp. doprowadziły dotychczas do uzyskania struktur lamelarnych o średniej grubości lameli powyżej 20 μm , co nie kwalifikuje tych mikrostruktur do klasy ultradrobnoziarnistej, dla której rozmiar ziarna lub grubość lameli wynosi umownie kilka mikrometrów.

Wyniki badań stali konstrukcyjnych z dodatkiem glinu w ilości 3-5% wykonanych we wcześniejszych pracach potwierdziły, że zastosowanie obróbki cieplno-plastycznej powodującej wytworzenie silnej pasmowości strukturalnej (mikrostruktury lamelarniej), zapewnia uzyskanie wysokiej wytrzymałości i jednocześnie dobrej plastyczności [6]. Finalne odkształcenie plastyczne badanych stali z glinem w temperaturze z zakresu 800÷700°C z wartością gniotu $\varepsilon > 0,4$ prowadzi do wytworzenia struktury o grubości lameli w zakresie 2÷5 μm i do uzyskania wytrzymałości rzędu 1,0 GPa i wydłużenia całkowitego na poziomie 15% [6]. Podane wartości parametrów finalnych gniotów, ze względu na stosunkowo duże odkształcenie sumaryczne w zakresie temperatury poniżej 800°C, nie jest łatwe do uzyskania w standardowych warunkach walcowni przemysłowych. Z tych powodów dalsze badania dotyczących obróbki cieplno-plastycznej stali konstrukcyjnych z dodatkiem stopowym glinu powyżej 3% – których częścią jest praca będąca źródłem wyników prezentowanych w niniejszym artykule, kontynuowane są m.in. w kierunku doboru składu chemicznego stali i parametrów walcowania na gorąco z uwzględnieniem możliwości technologicznych przeciętnie zaawansowanych technicznie walcowni przemysłowych.

2. MATERIAŁ DO BADAŃ I ZASTOSOWANE METODY BADAWCZE

2.1. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ

Materiałem przeznaczonym do badań były cztery eksperymentalne stale z dodatkiem stopowym glinu o składzie chemicznym podanym w tabeli 1. Wytopy badawcze wykonano w elektrycznych piecach indukcyjnych typu VIMLAB 30 oraz VSG 100S. Stale D3, D4 oraz P zostały wytopione w próżni i następnie odlane w atmosferze powietrza, natomiast w przypadku stali B3 proces wytapiania i odlewania prowadzony był w próżni. Eksperymentalne stale zawierają węgiel w zakresie 0,17÷0,32%, glin w ilości 3÷4%, ok. 1,7% manganu oraz zbliżoną ilość pierwiastków domieszkowych. Stal oznaczona symbolem P zawiera dodatkowo 0,7% krzemu oraz 0,5% chromu.

Wytapianie stali z wysoką zawartością glinu może spowodować powstanie zwiększonej ilości wtrąceń niemetalicznych (tlenków i azotków), zwłaszcza w przypadku kontaktu ciekłej stali z powietrzem. Z przeprowadzonych dotychczas w Instytucie Metalurgii Żelaza badań w warunkach laboratoryjnych wynika, że w stalach z wysoką zawartością glinu (powyżej 3% Al) wytopionych w piecu otwartym, sumaryczny udział objętościowy wtrąceń niemetalicznych jest o ok. 30% większy od udziału wtrąceń występujących w stali wykonanej w piecu próżniowym, przy czym zawartość tlenków i azotków jest wyższa około dwukrotnie. Pomimo zwiększonej zawartości wtrąceń niemetalicznych w stalach z dodatkiem stopowym glinu wytopionych w piecu otwartym w porównaniu z procesem próżniowym, uzyskana czystość metalurgiczna jest wystarczająca do przewidywanych zastosowań konstrukcyjnych nowej klasy stali z glinem. Wstępne badania właściwości mechanicznych stali z dodatkiem stopowym glinu w postaci próbek po przeróbce cieplno-plastycznej, nie wykazały istotnie niższego poziomu właściwości plastycznych w porównaniu ze standardowymi stalami konstrukcyjnymi. Opracowanie przemysłowej technologii wytapiania i odlewania tych stali, wymaga wykonania serii wytopów próbnych w dużej skali.

Wlewki laboratoryjne poddano wstępnej przeróbce plastycznej na gorąco metodą kucia swobodnego oraz walcowania na płaskowniki o grubości 20 mm i szerokości 120 mm w przypadku stali B3 oraz 75 mm w przypadku stali D3, D4 i P. Materiał przed przeróbką plastyczną nagrzewano do temperatury z zakresu 1180÷1100°C. Odkształcenie plastyczne wykonano w przedziale temperatury 1140÷800°C, a chłodzenie materiału odbywało się w spokojnym powietrzu. Uśredniony stopień przerobu plastycznego badanych stali

Tabela 1. Skład chemiczny wytopów laboratoryjnych eksperymentalnych stali z glinem

Table 1. Chemical composition of laboratory melts of experimental steels with aluminium

Lp.	Typ pieca, masa wlewka	Oznaczenie stali	Zawartości pierwiastków, % masowe									ppm	
			C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Cu	Sn	N	O
1	VSG 100S, ~98kg	B3	0,30	1,72	0,30	0,009	0,010	3,00	-	<0,02	<0,01	24	5
2	VIM LAB 30-75 ~22 kg	D3	0,17	1,72	0,34	0,008	0,007	2,97	-	<0,02	<0,01	26	10
3		D4	0,32	1,66	0,33	0,008	0,009	3,90	-	<0,02	<0,01	29	15
4		P	0,28	1,67	0,70	0,008	0,008	2,98	0,49	<0,02	<0,01	38	7

po wstępnej przeróbce plastycznej, liczony jako iloraz przekrojów poprzecznych wlewka i odkształconego materiału, wynosi odpowiednio: 8 dla stali D3, D4 i P oraz 10 dla stali B3.

2.2. ZAKRES I METODY BADAŃ

Zakres badań obejmował:

- wykonanie pomiarów dylatometrycznych w celu określenia temperatur początku i końca przemian fazowych,
- ustalenie składu fazowego stali w zakresie temperatury nagrzewania i walcowania,
- zaprojektowanie parametrów odkształceniowo-temperaturowo-czasowych oraz przeprowadzenie prób walcowania na gorąco i regulowanego chłodzenia płaskowników z badanych stali,
- badania metalograficzne struktury krzepnięcia wlewków i mikrostruktury stali po kolejnych etapach przetwarzania i obróbki cieplnej,
- wykonanie pomiarów właściwości mechanicznych po testach walcowania i regulowanego chłodzenia.

Badania dylatometryczne eksperymentalnych stali przeprowadzono w celu wyznaczenia temperatur krytycznych w trakcie nagrzewania i podczas chłodzenia z różnymi szybkościami. Próbki do badań wykonano z płaskowników o przekroju 21×75 mm po walcowaniu wstępnym. Nagrzewanie próbek w dylatometrze prowadzono z szybkością 2,5°C/min do temperatury ~1100°C. Cykle chłodzenia wykonano po wygrzewaniu w temperaturze 1100°C w czasie 10 minut z szybkościami: 100°C/s, 10°C/s, 1°C/s oraz 0,1°C/s.

Eksperymenty nagrzewania, walcowania i regulowanego chłodzenia przeprowadzono z wykorzystaniem urządzeń linii B – LPS [1]. Eksperymenty walcowania wykonano na próbkach o wyjściowych wymiarach 21×75×500 mm dla stali D3, D4 i P oraz 20×130×500 mm dla stali B3. Materiał do walcowania nagrzewano w czasie 40±10 minut w atmosferze powietrza. Temperatury nagrzewania próbek do walcowania oraz temperatury przepustów i początku chłodzenia po walcowaniu ustalono w oparciu o wyniki badań przemian fazowych zachodzących w trakcie nagrzewania i w trakcie chłodzenia.

Pomiary twardości przeprowadzono w połowie grubości płaskowników po obróbce cieplno-plastycznej metodą Vickersa, wykonując po 5 pomiarów na każdej próbce, przy zastosowaniu obciążenia 294 N (30 kG).

Próby jednoosiowego rozciągania wykonano z zastosowaniem próbek płaskich zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1 : 2010 w warunkach odkształcenia kwa-

zastatycznego z prędkością odkształcenia $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, przeprowadzając trzy testy na każdy badany wariant materiału.

Badania metalograficzne wlewków i próbek po kolejnych etapach przetwarzania i obróbki cieplnej eksperymentalnych stali wykonano z zastosowaniem techniki mikroskopii świetlnej w zakresie powiększeń $20 \div 1000 \times$ oraz w zakresie dużych powiększeń metodami skaningowej mikroskopii elektronowej.

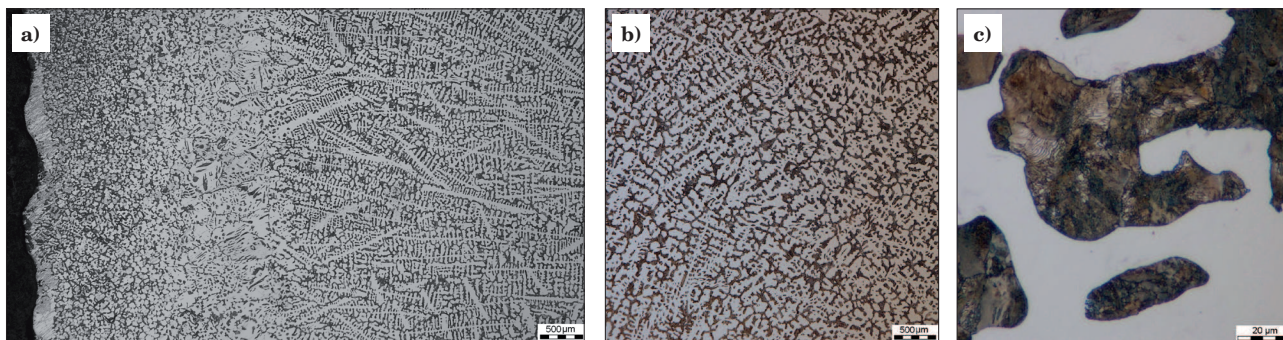
3. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

3.1. MAKROSTRUKTURA I MIKROSTRUKTURA WLEWKÓW LABORATORYJNYCH

Próbki do badań pobrano z dolnej części eksperymentalnych wlewków. Strukturę obserwowano na przekroju wzdłużnym w płaszczyźnie leżącej w osi wlewka, w odległości około 15 mm od jego dolnej powierzchni. Na rysunku 1 zamieszczono przykładowe fotografie ilustrujące strukturę krzepnięcia wlewka ze stali P w obszarze przypowierzchniowym oraz w obszarze środkowym. W warstwie do kilku milimetrów od powierzchni wlewka struktura jest równoosiowa, a w pozostałej części wlewka w trakcie krzepnięcia powstała struktura dendrytyczna. Dendryty wykryły z fazy ciekłej w postaci ferrytu (oznaczonego jako ferryt δ), natomiast przestrzenie międzydendrytyczne są obszarami występowania w wysokiej temperaturze pierwotnego austenitu, który w wyniku powolnego chłodzenia uległ przemianom w mieszaninę perlitu oraz ferrytu α (Rys. 1c). W pozostałych badanych stalach rodzaj struktury krzepnięcia jest podobny jak we wlewku ze stali P.

3.2. WYZNACZENIE TEMPERATUR PRZEMIAN FAZOWYCH W TRAKCIE NAGRZEWANIA I CHŁODZENIA

Badane stale z glinem w trakcie nagrzewania od temperatury otoczenia do 1100°C nie podlegają pełnej przemianie fazowej $\alpha \leftrightarrow \gamma$. W tabeli 2 zestawiono wyznaczone na podstawie analizy krzywych dylatometrycznych wartości temperatury A_{c1} (początku przemiany fazowej $\alpha \rightarrow \gamma$). W przypadku stali D3 oraz B3 – różniących się prawie dwukrotnie zawartością węgla, przy takiej samej zawartości glinu (~3%), manganu (~1,7%) i krzemu (~0,3%) – wartość temperatury początku przemiany ferrytu w austenit jest bardzo zbliżona. Wzrost zawartości glinu o około 1% w przypadku stali D4, przy



Rys. 1. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym wlewka ze stali P: a) w obszarze przypowierzchniowym, b, c) w obszarze środkowym

Fig. 1. Microstructure on a longitudinal section of the ingot made of steel P: a) in a sub-surface area, b, c) in a central area

podobnej zawartości pozostałych pierwiastków, wpływa na podwyższenie temperatury początku przemiany do 768°C. Najwyższą temperaturą $A_{c1} = 787^\circ\text{C}$ charakteryzuje się stal P, zawierająca: 3% Al, 0,7% Si oraz 0,5% Cr.

Tabela 2. Temperatury charakterystyczne przemian fazowych zachodzących przy nagrzewaniu eksperymentalnych stali do temperatury 1100°C z szybkością 2,5°C/min.

Table 2. Characteristic temperatures of the phase transformations occurring on heating of the experimental steels till temperature of 1100°C at a rate of 2.5°C/min.

Oznaczenie stali	A_{c1} °C	A_{c3} °C
D3	759	nie występuje w zakresie do 1100°C
D4	768	nie występuje w zakresie do 1100°C
P	787	nie występuje w zakresie do 1100°C
B3	756	nie występuje w zakresie do 1100°C

W tabeli 3 zamieszczono wyniki pomiarów wpływu szybkości chłodzenia badanych stali z temperatury wygrzewania na rodzaj i udział składników strukturalnych po ochłodzeniu oraz na średnią twardość. Na podstawie analizy krzywych dylatometrycznych oraz wyników badań mikrostrukturalnych próbek, w stalach B3 oraz D4 chłodzonych z szybkością 100°C/s stwierdzono występowanie przemiany przechłodzonego austenitu w martenzyt, która rozpoczyna się odpowiednio w temperaturze $M_s = 296^\circ\text{C}$ oraz $M_s = 372^\circ\text{C}$. W przypadku stali B3 stwierdzono wyższy udział martenzytu w strukturze z uwagi na większy udział fazowy austenitu w temperaturze wygrzewania. W stalach D3 oraz P szybkość chłodzenia 100°C/s była niższa od krytycznej i przemiana austenitu w martenzyt poprzedzona była przemianą bainityczną. Stale D3 i P różnią się zakresem temperaturowym przemiany bainitycznej oraz temperaturą jej rozpoczęcia, która wynosi odpowiednio $B_s = 548^\circ\text{C}$ dla stali D3 oraz $B_s = 420^\circ\text{C}$ dla stali P. Z przeprowadzonych analiz wynika, iż w stali D3 oraz P dla tej szybkości chłodzenia, w temperaturze

powyżej A_{c1} obserwuje się częściową zmianę udziału objętościowego ferrytu i austenitu w zakresie dwufazowym. Chłodzenie próbek wszystkich badanych stali z szybkością 10°C/s powoduje poniżej temperatury A_{c1} zajście przemiany bainitycznej, a zmniejszenie szybkości chłodzenia do 1°C/s prowadzi do wystąpienia przemiany perlitycznej. W wyniku chłodzenia próbek z szybkością 0,1°C/s, austenit występujący we wszystkich badanych stalach ulega częściowo przemianie w ferryt α oraz w perlit.

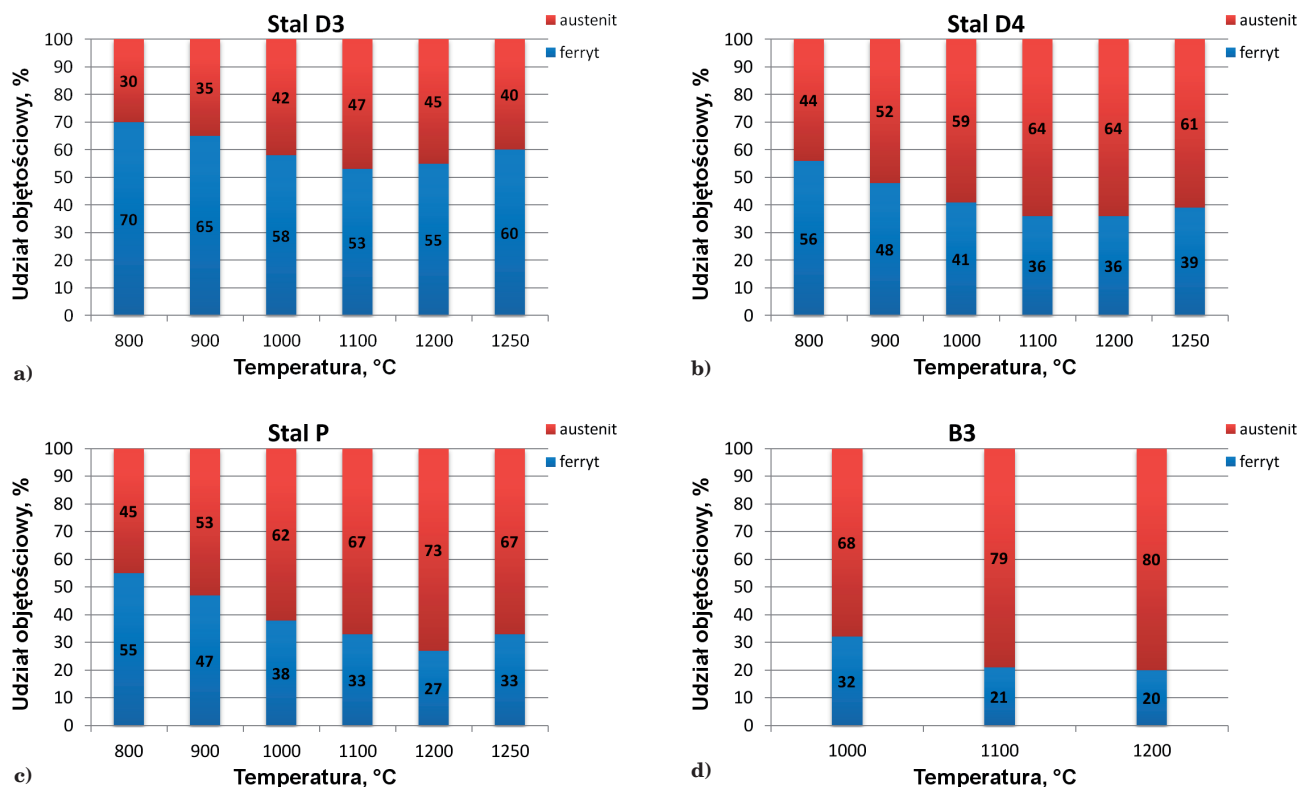
3.3. WYZNACZENIE SKŁADU FAZOWEGO STALI W ZAKRESIE TEMPERATURY PRZERÓBKI PLASTYCZNEJ NA GORĄCO

W celu wyznaczenia zakresu temperaturowego obróbki cieplno-plastycznej badanych stali, wykonano eksperymenty obróbki cieplnej, na podstawie których określono skład fazowy (zawartości austenitu i ferrytu) badanych stali w zależności od temperatury wygrzewania. Próbki o wymiarach 5×15×20 mm nagrzewano w elektrycznym piecu komorowym w atmosferze powietrza do temperatury z przedziału 700÷1250°C (stale D3, D4, P) oraz 1000÷1200°C (stal B3), po czym wytrzymywano w czasie 40 minut. Bezpośrednio po wygrzewaniu próbki chłodzono przez zanurzenie w wodzie. Zastosowanie próbek o małym przekroju pozwoliło na uzyskanie dużej średniej 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 MetIlo 12.1. na podstawie zdjęć mikrostruktury wykonanych za pomocą mikroskopu świetlnego. Wyniki analizy ilościowej udziału ferrytu i austenitu w badanych stalach w zakresie temperatury 800÷1250°C zamieszczono na rysunkach 2a-d. Na podstawie przeprowadzonych eksperymentów stwierdzono, iż żadna ze stali do temperatury 1250°C nie ulega całkowitej

Tabela 3. Wpływ szybkości chłodzenia badanych stali z temperatury 1100°C (stale D3, D4, P) oraz z 1000°C (stal B3) na objętościowy udział składników mikrostrukturalnych oraz na średnią twardość próbek

Table 3. The effect of cooling rate of the investigated steels from temperature of 1100°C (steels D3, D4, P) and from 1000°C (steel B3) on the volume fractions of the microstructural constituents and on the mean hardness of the specimens

Oznaczenie stali	Szybkość chłodzenia, °C/s	Udział składników struktury, % obj.				Średnia twardość HV10
		ferryt $\delta + \alpha$	perlit	bainit + martenzyt	martenzyt	
D3	0,1	79,5	20,5	-	-	165
	1	78,0	3,0	19,0	-	191
	10	71,5	-	28,5	-	219
	100	61,5	-	38,5	-	263
D4	0,1	65,0	35,0	-	-	206
	1	63,0	5,0	32,0	-	244
	10	57,5	-	42,5	-	306
	100	42,0	-	-	58,0	382
P	0,1	64,0	36,0	-	-	211
	1	63,5	33,5	3,0	-	218
	10	50,5	-	49,5	-	342
	100	36,0	-	64,0	-	408
B3	0,1	61,0	39,0	-	-	205
	1	61,5	26,0	12,5	-	226
	10	51,5	-	48,5	-	302
	100	22,0	-	-	78,0	391



Rys. 2. Udziały objętościowe ferrytu i austenitu w mikrostrukturze badanych stali w podanych temperaturach wygrzewania, wyznaczone po wygrzewaniu w ciągu 40 minut: a) stal D3, b) stal D4, c) stal P, d) stal B3

Fig. 2. Volume fractions of ferrite and austenite in microstructure of the investigated steels in the shown reheating temperatures, determined after soaking during 40 minutes: a) steel D3, b) steel D4, c) steel P, d) steel B3

przemianie fazowej $\alpha \rightarrow \gamma$. W analizowanym zakresie temperatury wygrzewania badane stale charakteryzują się strukturą dwufazową, o zróżnicowanym udziale ferrytu i austenitu. Udział austenitu w strukturze zależy od składu chemicznego stali. Najmniejszym udziałem austenitu w wysokiej temperaturze charakteryzuje się stal D3 o najniższej zawartości węgla (0,17%C), natomiast największy udział tej fazy uzyskano w stali B3 o zawartości węgla 0,30% oraz Si.

3.4. OBRÓBKA CIEPLNO-PLASTYCZNA BADANYCH STALI METODĄ WALCOWANIA NA GORĄCO I REGULOWANEGO CHŁODZENIA PO EKSPERYMENTALNYM WALCOWANIU W LINII B-LPS

Badania wpływu odkształcenia plastycznego na gorąco i szybkości chłodzenia bezpośrednio po walcowaniu na mikrostrukturę oraz na właściwości mechaniczne eksperymentalnych stali z glinem wykonano z zastosowaniem urządzeń linii LPS/B, metodą walcowania płaskowników walcami płaskimi o średnicy beczki 550 mm. Walcowanie płaskowników z badanych stali realizowano z zastosowaniem wielkości gniotów 20÷30%, poza ostatnim przepustem, który ze względu na niższą temperaturę pasma i większe naciski materiału na walce wynosił około 10%. Prędkość liniowa walcowania dla pierwszych przepustów wynosiła około 0,3 m/s, natomiast końcowy przepust wykonywano z prędkością około 0,5 m/s. Temperaturę próbek w trakcie eksperymentów mierzono przy użyciu pirometrów stacjonarnych, będących na wyposażeniu linii B-LPS oraz za pomocą pirometru przenośnego. Po ostatnim przepuszczeniu pasma chłodzono z różnymi szybkościami w celu

spowodowania zajścia różnych przemian fazowych i strukturalnych, wpływających na finalne właściwości mechaniczne. W przypadku stali B3 zastosowano cztery warianty chłodzenia płaskowników po walcowaniu:

- wolne studzenie w kruszywie z szybkością $<0,2^\circ\text{C/s}$ – oznaczenia K,
 - swobodne chłodzenie w powietrzu ze średnią szybkością około 1°C/s – oznaczenie P,
 - przyspieszone chłodzenie ze średnią szybkością około 20°C/s : natryskiem wody o wydajności 150 l/min do temperatury około 550°C (temperatury początku przemiany bainitycznej) – oznaczenie N i dalsze chłodzenie w powietrzu,
 - szybkie oziębianie z średnią szybkością $>80^\circ\text{C/s}$, przez zanurzenie w wodzie – oznaczenie W.
- Dla stali D3, D4 oraz P zrealizowano po dwa warianty chłodzenia:
- w przypadku stali D3 oraz D4 – swobodne chłodzenie w powietrzu ze średnią szybkością około 1°C/s oraz przyspieszone chłodzenie ze średnią szybkością około 20°C/s do temperatury około 550°C i dalsze chłodzenie w powietrzu,
 - w przypadku stali P – swobodne chłodzenie w powietrzu ze średnią szybkością około 1°C/s oraz szybkie chłodzenie przez zanurzenie w wodzie ze średnią szybkością $>80^\circ\text{C/s}$.

Zakres zastosowanych szybkości chłodzenia próbek po walcowaniu odpowiada szybkości chłodzenia wyrobów stalowych walcowanych na gorąco w warunkach przemysłowych i chłodzonych swobodnie w powietrzu lub w sposób przyspieszony. Parametry eksperymentalnej obróbki cieplno-plastycznej badanych stali oraz informacje o sposobie chłodzenia materiału po walcowaniu zamieszczono w tabelach 4–13. Podane w tych

tabelach wartości odkształcenia rzeczywistego obliczono z zastosowaniem zależności:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_n}{h_{n-1}} \quad (1)$$

gdzie:

h_n – grubość walcowanego pasma po odkształceniu,
 h_{n-1} – grubość walcowanego pasma przed odkształceniem

Tabela 4. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali B3 o wymiarach 20×120×500 mm, wariant B3-K; nagrzewanie: 1200°C / 37 min.

Table 4. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel B3 with dimensions 20×120×500 mm, variant B3-K; reheating: 1200°C / 37 min.

Nr przepustu	Grubość po przepuście mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	15,5	22,5	0,25	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 8,9	1069
2	10,6	31,6	0,38	0,31	$h_2 \rightarrow h_3$: 15,0	1028
3	7,5	29,2	0,35	0,40	–	956
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		950÷780			45	
Kruszywo		780÷20			7400	

Tabela 5. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali B3 o wymiarach 20×120×500 mm, wariant B3-P; nagrzewanie: 1200°C / 41 min.

Table 5. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel B3 with dimensions 20×120×500 mm, variant B3-P; reheating: 1200°C / 41 min.

Nr przepustu	Grubość po przepuście mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	15,6	22,0	0,25	0,30	$h_1 \rightarrow h_2$: 7,0	1049
2	10,7	31,4	0,38	0,31	$h_2 \rightarrow h_3$: 7,3	1014
3	7,6	29,0	0,34	0,41	$h_3 \rightarrow h_4$: 10,9	962
4	6,2	18,4	0,20	0,52	$h_4 \rightarrow h_5$: 30,3	905
5	5,6	9,7	0,10	0,53	–	812
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		810÷20			980	

Tabela 6. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali B3 o wymiarach 20×120×500 mm, wariant B3-N; parametry nagrzewania: 1200°C / 38 min.

Table 6. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel B3 with dimensions 20×120×500 mm, variant B3-N; reheating: 1200°C / 38 min.

Nr przepustu	Grubość po przepuście mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	15,8	21,0	0,24	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 6,9	1051
2	10,9	31,0	0,37	0,31	$h_2 \rightarrow h_3$: 5,4	1015
3	7,7	29,4	0,35	0,42	$h_3 \rightarrow h_4$: 5,6	973
4	6,1	20,8	0,23	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 24,0	916
5	5,6	8,2	0,09	0,52	–	830
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		830÷780			14	
Natrysk wodą 150 l/min		780÷550			10	

Tabela 7. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali B3 o wymiarach 7,9×130×660 mm, wariant B3-W; nagrzewanie: 1000°C / 13 min.

Table 7. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel B3 with dimensions 7.9×130×660 mm, variant B3-W; reheating: 1000°C / 13 min.

Nr przepustu	Grubość po przepuście mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	6,4	20,0	0,22	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 7,7	870
2	5,6	12,5	0,13	0,32	–	824
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		824÷740			17	
Zanurzenie w wodzie		740÷20			-	

Tabela 8. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali D3 o wymiarach 21×75×500 mm, wariant D3-P; nagrzewanie: 1200°C / 33 min.

Table 8. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel D3 with dimensions 21×75×500 mm, variant D3-P; reheating: 1200°C / 33 min.

Nr przepustu	Grubość po przepięciu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	14,4	31,4	0,38	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 8,2	1108
2	10,3	28,5	0,34	0,32	$h_2 \rightarrow h_3$: 8,2	1061
3	7,4	28,2	0,33	0,42	$h_3 \rightarrow h_4$: 5,9	1023
4	5,7	23,0	0,26	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 33,4	971
5	5,0	12,3	0,13	0,52	-	828
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		830÷20			1000	

Tabela 9. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali D3 o wymiarach 21×75×500 mm, wariant D3-N; nagrzewanie: 1200°C / 32 min.

Table 9. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel D3 with dimensions 21×75×500 mm, variant D3-N; reheating: 1200°C / 32 min.

Nr przepustu	Grubość po przepięciu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
				m/s		
1	14,3	31,9	0,38	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 16,6	1095
2	10,3	28,6	0,33	0,31	$h_2 \rightarrow h_3$: 14,1	1049
3	7,4	28,2	0,33	0,42	$h_3 \rightarrow h_4$: 13,4	951
4	5,8	21,6	0,24	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 27,6	923
5	5,2	10,3	0,11	0,52	-	831
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		830÷750			19	
Natrisk wodą 150 l/min		750÷560			10	

Tabela 10. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali D4 o wymiarach 21×75×500 mm, wariant D4-P; nagrzewanie: 1200°C / 51min.

Table 10. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel D4 with dimensions 21×75×500 mm, variant D4-P; reheating: 1200°C / 51 min.

Nr przepustu	Grubość po przepięciu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	14,4	31,4	0,38	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 25,4	1058
2	10,4	27,8	0,33	0,32	$h_2 \rightarrow h_3$: 13,0	996
3	7,3	29,8	0,35	0,41	$h_3 \rightarrow h_4$: 7,1	938
4	5,9	19,2	0,21	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 22,3	992
5	5,4	8,5	0,09	0,52	-	843
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		840÷20			1000	

Tabela 11. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali D4 o wymiarach 21×75×500 mm, wariant D4-N; nagrzewanie: 1200°C / 39 min.

Table 11. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel D4 with dimensions 21×75×500 mm, variant D4-N; reheating: 1200°C / 39 min.

Nr przepustu	Grubość po przepięciu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	14,3	31,9	0,38	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 12,3	1102
2	10,3	28,0	0,33	0,32	$h_2 \rightarrow h_3$: 13,9	1069
3	7,4	28,2	0,33	0,42	$h_3 \rightarrow h_4$: 12,3	1010
4	5,8	21,6	0,24	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 11,7	911
5	5,3	8,6	0,09	0,51	-	868
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		870÷770			20	
Natrisk wodą 150 l/min		770÷590			10	

Tabela 12. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali P o wymiarach 21×75×500 mm, wariant P-P; nagrzewanie: 1200°C / 42 min.

Table 12. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel P with dimensions 21×75×500 mm, variant P-P; reheating: 1200°C / 42 min.

Nr przepustu	Grubość po przepuszczeniu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	14,3	31,9	0,38	0,31	$h_1 \rightarrow h_2$: 18,3	1086
2	10,4	27,3	0,32	0,31	$h_2 \rightarrow h_3$: 8,2	1026
3	7,5	27,9	0,33	0,42	$h_3 \rightarrow h_4$: 13,1	980
4	5,9	21,3	0,24	0,53	$h_4 \rightarrow h_5$: 9,8	919
5	5,3	10,2	0,11	0,52	–	862
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		860±20			1000	

Tabela 13. Parametry obróbki cieplno-plastycznej próbki ze stali P o wymiarach 5,3×86×500 mm, wariant P-W; nagrzewanie: 1100°C / 14 min.

Table 13. Parameters of thermo-mechanical treatment of specimen of steel P with dimensions 5.3×86×500 mm, variant P-W; reheating: 1100°C / 14 min.

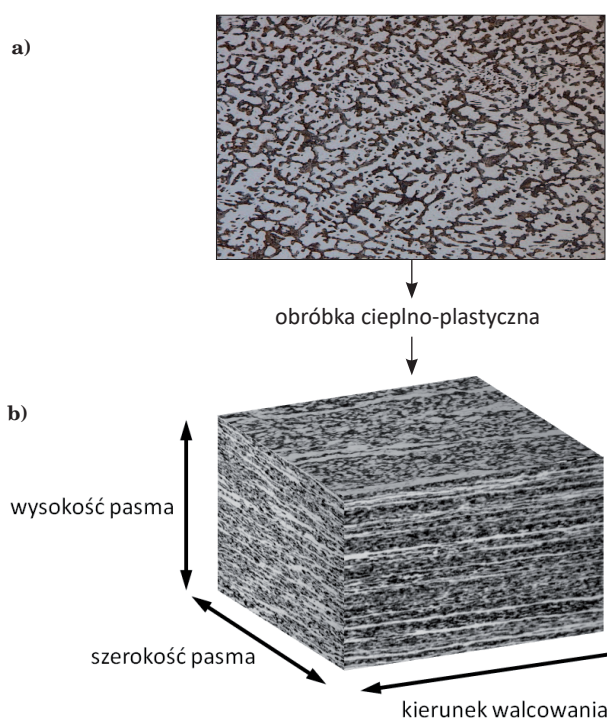
Nr przepustu	Grubość po przepuszczeniu mm	Gniot względny %	Odkształcenie rzeczywiste ε	Prędkość walcowania m/s	Czas przerwy s	Temperatura pasma °C
1	3,9	26,4	0,31	0,31	–	840
Warunki chłodzenia		Przybliżony zakres temperatury, °C			Przybliżony czas, s	
Powietrze		840±800			7	
Zanurzenie w wodzie		800±20			–	

Cechy morfologiczne oraz sposób rozmieszczenia występujących w badanych stalach po przeróbce plastycznej składników strukturalnych są pochodną struktury krzepnięcia oraz zastosowanych parametrów przeróbki plastycznej i chłodzenia bezpośrednio po przeróbce. Na rysunku 3 zamieszczono schemat transformacji mikrostruktury w wyniku obróbki cieplno-plastycznej.

Z płaskowników po walcowaniu i regulowanym chłodzeniu pobrano próbki do badań metalograficznych. Zgłady metalograficzne wykonano na płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny walcowania i równoległej do kierunku walcowania, leżącej w odległości 1/3 szerokości pasma od brzegu. Po zastosowanej obróbce cieplno-plastycznej badane stale charakteryzują się pasmową mikrostrukturą złożoną z ferrytu wysokotemperaturowego δ oraz z produktów rozpadu austenitu. Przykładowe obrazy mikrostruktury próbek z eksperymentalnych stali, po zastosowaniu wybranych wariantów obróbki cieplno-plastycznej, zamieszczono na rysunkach 4-9. Stal B3 po walcowaniu i chłodzeniu z szybkością około 1°C/s wg wariantu B3-P (Tab. 5) charakteryzuje się pasmowym rozmieszczeniem składników struktury, która złożona jest z wydłużonych w kierunku walcowania pasm ferrytu δ i powstałego w trakcie wolnego chłodzenia ferrytu α („przyrastającego” do pasm ferrytu δ) oraz z produktów przemiany w pasmach byłego austenitu, w postaci ziarn perlitu, poligonalnego ferrytu α oraz niewielkiej ilości bainitu (Rys. 4).

Chłodzenie po walcowaniu próbki stali B3 z szybkością około 20°C/s do temperatury 550°C i dalej w powietrzu wg wariantu B3-N (Tab. 6), prowadzi do uzyskania pasmowej wielofazowej struktury składającej się z wydłużonych ziarn zgrupowanych w pasma ferrytu δ i α oraz z wysp będących mieszaniną bainitu, martenzytu oraz niewielkiej ilości drobnego perlitu (Rys. 5).

W wyniku szybkiego oziębiania w wodzie po walcowaniu próbki ze stali B3 wg wariantu B3-W (Tab. 7), wytworzona została pasmowa struktura ferrytyczno-

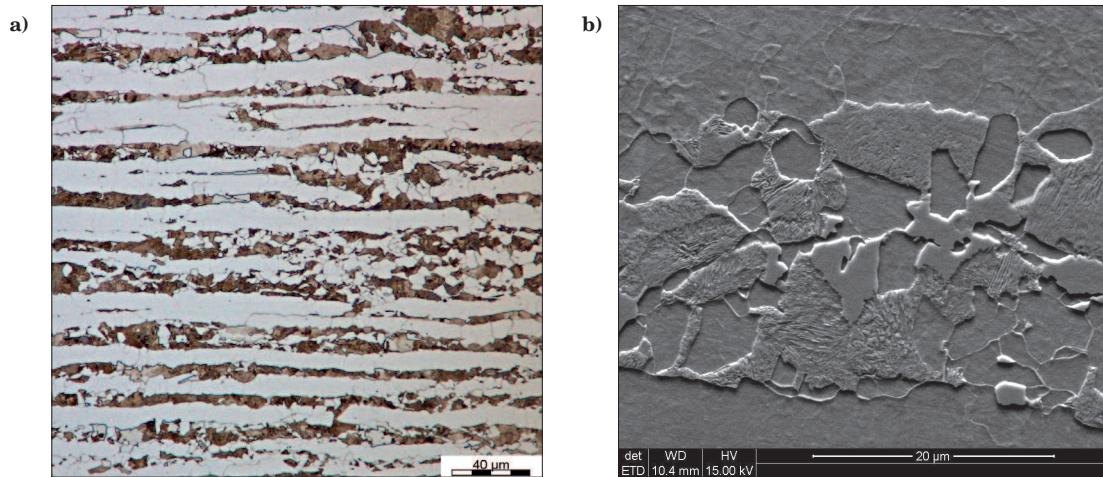


Rys. 3. Schemat obrazujący przekształcenie dendrytycznej struktury krzepnięcia (a) w mikrostrukturę lamelarną (b), w wyniku zastosowania obróbki cieplno-plastycznej

Fig. 3. A scheme showing the transformation of the dendritic solidification structure (a) into the lamellar microstructure (b) as a result of thermo-mechanical processing

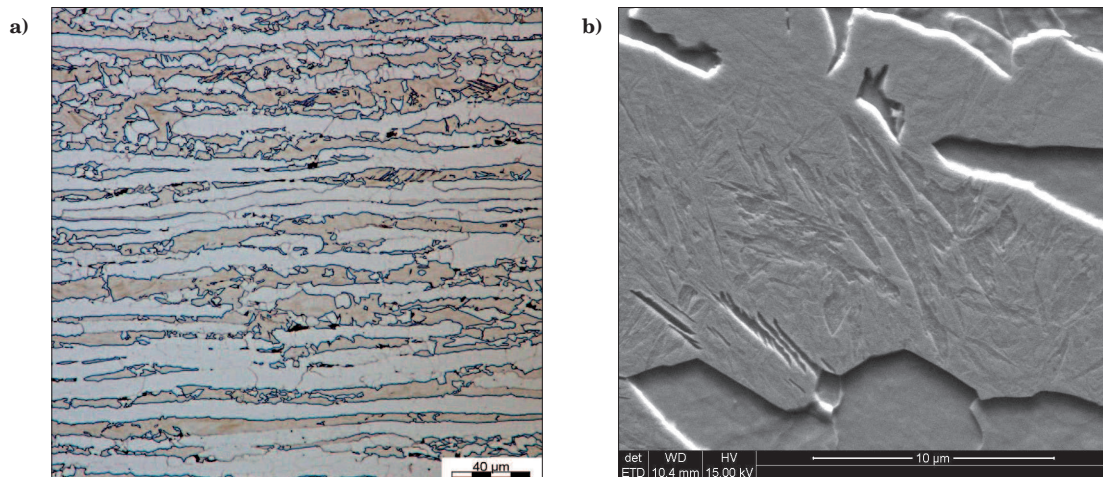
martenzytyczna (Rys. 6). W odróżnieniu od struktur stali B3 otrzymanych po innych wariantach obróbki kończonych wolnym lub bardzo wolnym chłodzeniem po walcowaniu, udział ferrytu jest wyraźnie mniejszy (są to tylko pasma ferrytu δ).

Stal D3 po walcowaniu i przyspieszonym chłodzeniu natryskiem wody do temperatury 560°C wg wariantu



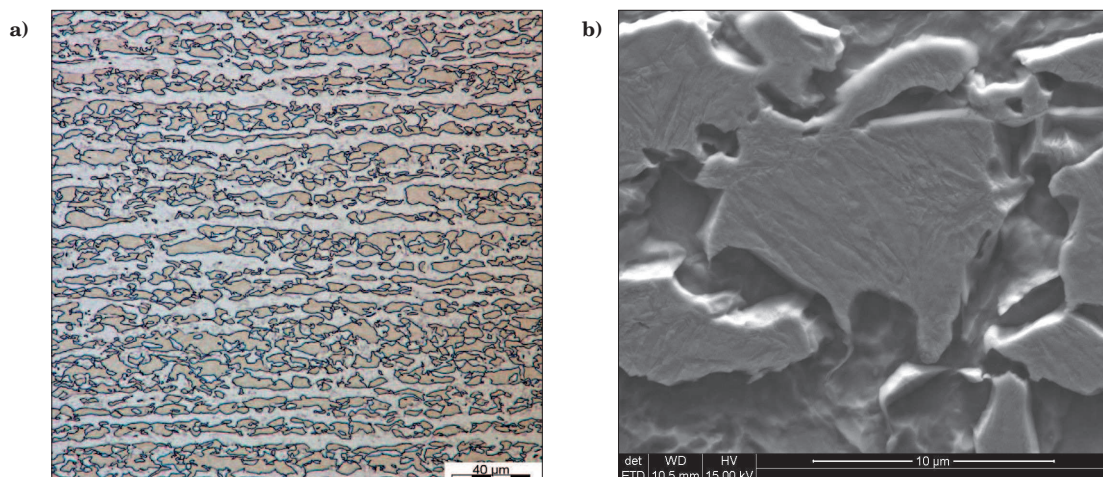
Rys. 4. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki B3-P po walcowaniu na gorąco i chłodzeniu w powietrzu (Tab. 5): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 4. Microstructure on a longitudinal section of specimen B3-P subjected to hot rolling and cooling in the air (Tab. 5): a) optical microscope, b) SEM



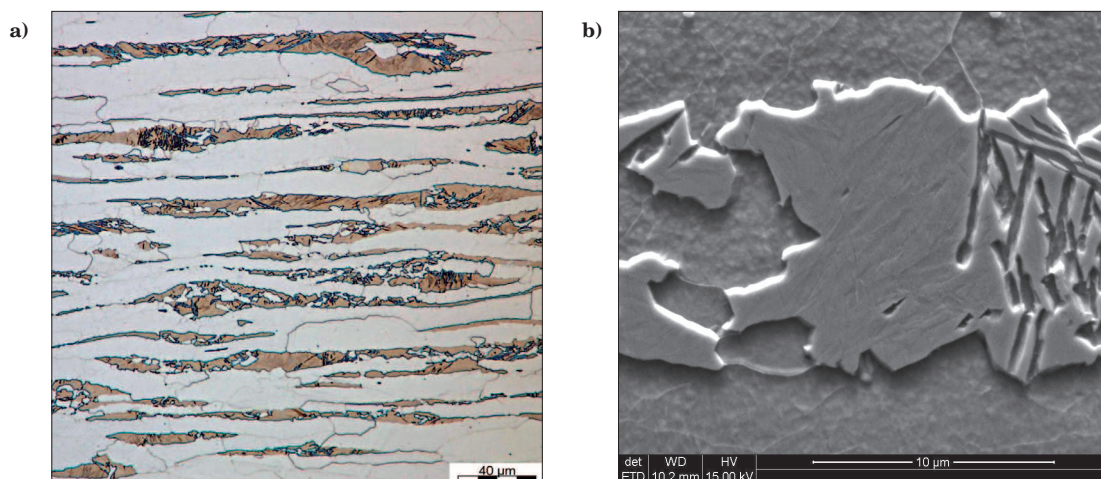
Rys. 5. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki B3-N po walcowaniu na gorąco i chłodzeniu natryskiem wodnym do temperatury 550°C i dalszym chłodzeniu w powietrzu (Tab. 6): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 5. Microstructure on a longitudinal section of specimen B3-N subjected to hot rolling and water spray cooling to the temperature of 550°C and further cooling in the air (Tab. 6): a) optical microscope, b) SEM



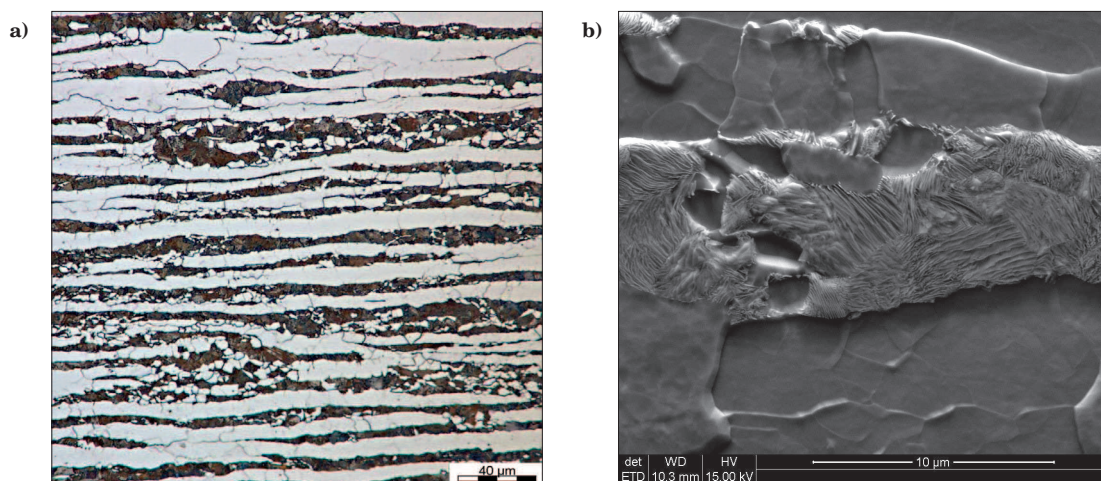
Rys. 6. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki B3-W po walcowaniu na gorąco i chłodzeniu zanurzeniowym w wodzie (Tab.7): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 6. Microstructure on a longitudinal section of specimen B3-W subjected to hot rolling and cooling by immersion in water (Tab. 7): a) optical microscope, b) SEM



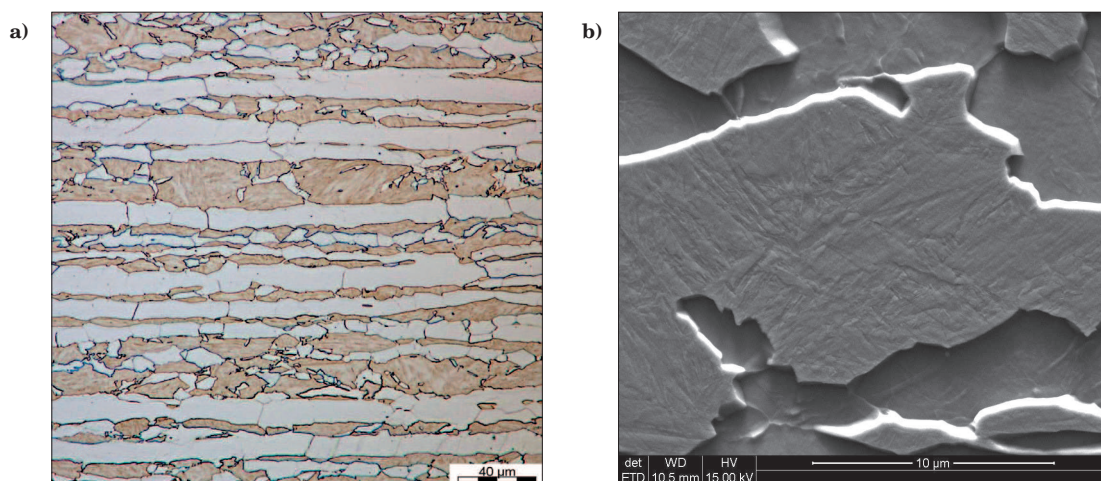
Rys. 7. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki D3-N po walcowaniu na gorąco, chłodzeniu natryskiem wodnym do temperatury 560°C i dalszym chłodzeniu w powietrzu (Tab. 9): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 7. Microstructure on a longitudinal section of specimen D3-N subjected to hot rolling and water spray cooling to the temperature of 560°C and further cooling in the air (Tab. 9): a) optical microscope, b) SEM



Rys. 8. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki P-P po walcowaniu na gorąco i chłodzeniu w powietrzu (Tab. 12): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 8. Microstructure on a longitudinal section of specimen P-P subjected to hot rolling and cooling in the air (Tab. 12): a) optical microscope, b) SEM



Rys. 9. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym próbki P-W po walcowaniu na gorąco i chłodzeniu zanurzeniowym w wodzie (Tab. 13): a) mikroskop świetlny, b) SEM

Fig. 9. Microstructure on a longitudinal section of specimen P-W subjected to hot rolling and cooling by immersion in water (Tab. 13): a) optical microscope, b) SEM

D3-N (Tab. 9) charakteryzuje się strukturą o niejednorodnym rozmieszczeniu wydłużonych w kierunku płynięcia materiału pasm ferrytu i ziarn faz powstałych w wyniku przemiany austenitu, którymi są bainit, martenzyt oraz prawdopodobnie austenit reszkowy (Rys. 7). Struktura stali D3 wyróżnia się największym udziałem ferrytu wysokotemperaturowego spośród wszystkich badanych materiałów.

Struktura stali P po obróbce cieplno-plastycznej wg wariantu P-P i swobodnym chłodzeniu w powietrzu (Tab. 12) złożona jest z silnie wydłużonych pasm ferrytu δ i α oraz z pasm perlitu oraz ferrytu poligonalnego, powstałych z austenitu w trakcie chłodzenia (Rys. 8). Szybkie chłodzenie próbki w wodzie po walcowaniu wg wariantu P-W (Tab. 13) prowadzi do wytworzenia pasmowej struktury ferrytyczno-martenzytycznej (Rys. 9).

Tabela 14. Średnia grubość mikrostrukturalnych pasm ferrytu i pasm składników powstałych w wyniku przemiany austenitu, w eksperymentalnych stalach po zastosowanych wariantach obróbki cieplno-plastycznej

Table 14. Average thickness of the microstructural bands of ferrite and bands of constituents arisen as a result of austenite transformation in the experimental steels after the used variants of thermo-mechanical processing

Oznaczenie wariantu	Średnia grubość pasma μm	Odchylenie standardowe średniej grubości μm
B3-K	13,3	0,4
B3-P	11,8	1,3
B3-N	12,6	3,5
B3-W	<i>slabo wykształcona struktura pasmowa</i>	–
D3-P	11,3	1,2
D3-N	10,4	0,8
D4-P	9,1	0,2
D4-N	10,9	0,8
P-P	8,6	1,0
P-W	12,4	1,9

Tabela 15. Średnie wartości właściwości mechanicznych eksperymentalnych stali po obróbce cieplno-plastycznej, wyznaczone w standardowej próbie rozciągania w temperaturze otoczenia

Table 15. Average values of mechanical properties of the experimental steels subjected to thermo-mechanical processing, determined in a standard tensile testing at room temperature

Warianty obróbki wg tabel 4+13	Granica plastyczności $R_{p0,2}$ MPa	Wytrzymałość na rozciąganie R_m MPa	Wydłużenie trwałe $A_x, \%$ $x = 5,5 \div 6,3$	$R_{p0,2} / R_m$	Twardość HV30
B3-K	432*	621	18,6	0,70	222
B3-P	495	735	16,7	0,67	249
B3-N	449	953	7,1	0,47	309
B3-W	538	1078	5,9	0,50	368
D3-P	393	630	15,7	0,62	222
D3-N	421	667	18,8	0,63	237
D4-P	418	758	13,0	0,55	263
D4-N	418	877	11,4	0,48	283
P-P	530	699	16,7	0,76	254
P-W	539	876	7,2	0,62	348

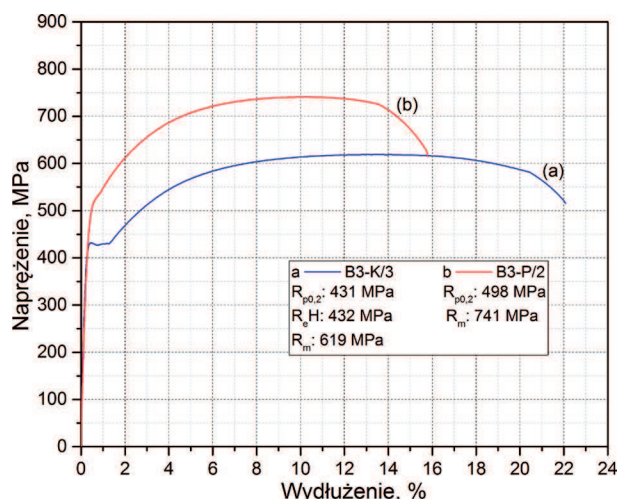
* górna granica plastyczności Re_H

W tabeli 14 podano wyniki pomiarów średniej grubości pasm mikrostruktury (pasm ferrytu i pasm powstałych w wyniku przemiany austenitu), wytworzonych w eksperymentalnych stalach po zastosowanych wariantach obróbki cieplno-plastycznej. Pomiarów wykonano na płaszczyźnie równoległej do kierunku walcowania i prostopadłej do płaszczyzny walcowania. Średnią grubość pasm obliczono na podstawie minimum 120 cięć dla każdego wariantu. Pasmowa struktura badanych stali dla wszystkich zrealizowanych wariantów walcowania i regulowanego chłodzenia charakteryzuje się wartością średniej grubości pasm w zakresie od 8,6 do 13,3 μm . Grubość pasm uzależniona jest od: składu chemicznego stali (w tym przypadku istotnie wpływa zmiana zawartości C) i mikrostruktury krzepnięcia, temperatury wygrzewania przed walcowaniem, wielkości przerobu plastycznego oraz od szybkości chłodzenia po walcowaniu. Najsilniej na grubość finalną pasm strukturalnych wpływa morfologia dendrytów po zakrzepnięciu i sumaryczna wielkość odkształcenia w zakresie temperaturowym poniżej ok. 900°C.

3.5. WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE EKSPERYMENTALNYCH STALI PO OBRÓBCE CIEPLNO-PLASTYCZNEJ W LINII B-LPS

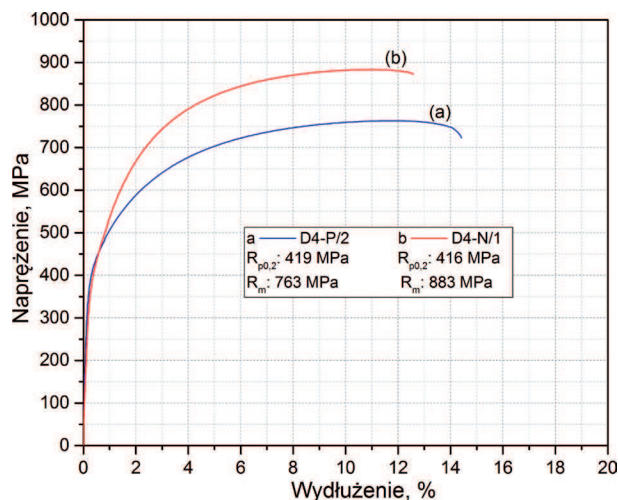
Właściwości mechaniczne zmierzono w próbie kwazistatycznego jednoosiowego rozciągania na próbkach płaskich o długości pomiarowej $L_0 = 60$ mm oraz o szerokości części pomiarowej wynoszącej 10 mm. Próbki do badań pobrano w połowie długości płaskowników z badanych stali po finalnej obróbce, równoległe do kierunku walcowania, bez obróbki mechanicznej płaskich powierzchni (tj. grubości próbek były równe grubościom płaskowników podanych w tabelach 4–13). Średnie wartości pomiarów wykonanych na trzech próbkach dla każdego wariantu oraz średnie wartości pięciu pomiarów twardości, zamieszczono w tabeli 15.

Właściwości mechaniczne badanych stali zmieniają się istotnie w zależności od zastosowanych warunków odkształcenia i chłodzenia po odkształceniu. Rodzaj wytworzonej mikrostruktury wpływa także na mechanizm umocnienia odzwierciedlony przebiegiem krzywych odkształcenia, których przykłady zamieszczono na rysunkach 10–13.



Rys. 10. Zależności napężenia w funkcji wydłużenia zarejestrowane w trakcie kwazistatycznej próby rozciągania w temperaturze otoczenia z zastosowaniem znormalizowanych parametrów odkształcenia; a) stal B3/wariant obróbki cieplno-plastycznej B3-K/próbka wytrzymałościowa 3, b) stal B3/wariant obróbki cieplno-plastycznej B3-P/próbka wytrzymałościowa 2

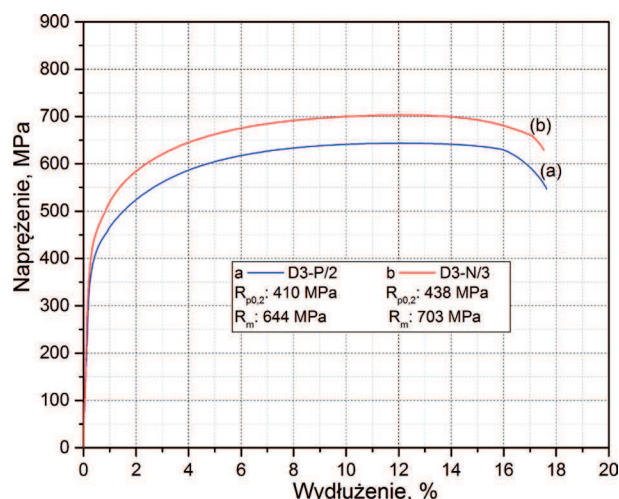
Fig. 10. Relationships between the stress and the elongation recorded during a quazistatic tensile testing at room temperature using standard deformation parameters; a) steel B3/variant of thermo-mechanical treatment B3-K/tensile specimen 3, b) steel B3/variant of thermo-mechanical treatment B3-P/tensile specimen 2



Rys. 12. Zależności napężenia w funkcji wydłużenia zarejestrowane w trakcie kwazistatycznej próby rozciągania w temperaturze otoczenia z zastosowaniem znormalizowanych parametrów odkształcenia; a) stal D4/wariant obróbki cieplno-plastycznej D4-P/próbka wytrzymałościowa 2, b) stal D4/wariant obróbki cieplno-plastycznej D4-N/próbka wytrzymałościowa 1

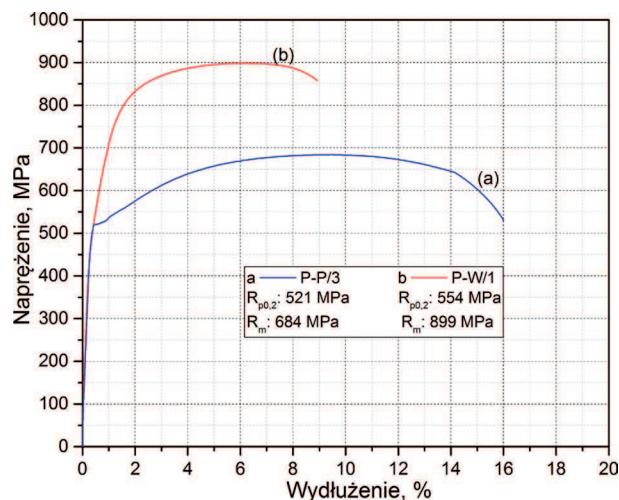
Fig. 12. Relationships between the stress and the elongation recorded during a quazistatic tensile testing at room temperature using standard deformation parameters; a) steel D4/variant of thermo-mechanical treatment D4-P/tensile specimen 2, b) steel D4/variant of thermo-mechanical treatment D4-N/tensile specimen 1

Korzystnym połączeniem względnie wysokich właściwości mechanicznych i dużej plastyczności cechują się stale B3 oraz P o pasmowej strukturze ferrytyczno-perlitycznej, wytworzonej w wyniku zastosowanych cykli obróbki cieplno-plastycznej zakończonych chłodzeniem w powietrzu (warianty B3-P oraz P-P).



Rys. 11. Zależności napężenia w funkcji wydłużenia zarejestrowane w trakcie kwazistatycznej próby rozciągania w temperaturze otoczenia z zastosowaniem znormalizowanych parametrów odkształcenia; a) stal D3/wariant obróbki cieplno-plastycznej D3-P/próbka wytrzymałościowa 2, b) stal D3/wariant obróbki cieplno-plastycznej D3-N/próbka wytrzymałościowa 3

Fig. 11. Relationships between the stress and the elongation recorded during a quazistatic tensile testing at room temperature using standard deformation parameters; a) steel D3/variant of thermo-mechanical treatment D3-P/tensile specimen 2, b) steel D3/variant of thermo-mechanical treatment D3-N/tensile specimen 3



Rys. 13. Zależności napężenia w funkcji wydłużenia zarejestrowane w trakcie kwazistatycznej próby rozciągania w temperaturze otoczenia z zastosowaniem znormalizowanych parametrów odkształcenia; a) stal P/wariant obróbki cieplno-plastycznej P-P/próbka wytrzymałościowa 3, b) stal P/wariant obróbki cieplno-plastycznej P-W/próbka wytrzymałościowa 1

Fig. 13. Relationships between the stress and the elongation recorded during a quazistatic tensile testing at room temperature using standard deformation parameters; a) steel P/variant of thermo-mechanical treatment P-P/tensile specimen 3, b) steel P/variant of thermo-mechanical treatment PW/tensile specimen 1

Materiały te charakteryzują się granicą plastyczności na poziomie 500 MPa, wytrzymałością na rozciąganie około 700 MPa oraz wydłużeniem $A = 17\%$ (krzywe rozciągania – odpowiednio – Rys. 10b i Rys. 13a). Bardzo wolne chłodzenie stali B3 (wariant B3-K) prowadzi do uzyskania wyższej plastyczności ($A = 18,6\%$) oraz niż-

szych wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie ($R_{p0,2} = 430$ MPa i $R_m = 620$ MPa). Stale D3 oraz D4 chłodzone swobodnie w powietrzu (wariant D3-P oraz D4-P) cechują się niższą o około 100 MPa wartością granicy plastyczności oraz niższym wydłużeniem od stali B3 i P po podobnej obróbce.

Próbki stali B3 chłodzone po odkształceniu w sposób przyspieszony natryskiem wodnym (wariant B3-N) charakteryzują się względnie wysoką wytrzymałością $R_m = 953$ MPa, ale niską wartością wydłużenia ($A = 7,1\%$). Dla takiego samego sposobu chłodzenia po odkształceniu stali D4 (wariant D4-N) uzyskano niższą wytrzymałość na rozciąganie ($R_m = 877$ MPa) oraz wyższą plastyczność ($A = 11,4\%$). Stal D3 chłodzona po obróbce cieplno-plastycznej w sposób przyspieszony (wariant D3-N) charakteryzuje znacznie niższą wytrzymałością na rozciąganie ($R_m = 667$ MPa) oraz najwyższą spośród badanych materiałów plastycznością ($A = 18,8\%$). Najwyższą wytrzymałość $R_m = 1078$ MPa i twardość 358 HV30, przy granicy plastyczności 538 MPa, ale najniższą wartość wydłużenia $A = 5,9\%$, uzyskano dla stali B3 o strukturze ferrytyczno-martensytycznej, chłodzonej bezpośrednio po walcowaniu przez zanurzenie w wodzie (wariant B3-W). Intensywne chłodzenie w wodzie po odkształceniu stali P (wariant P-W) prowadzi do uzyskania podobnego jak w przypadku stali B3 poziomu granicy plastyczności ($R_{p0,2} = 539$ MPa), porównywalnej twardości (348 HV30), niższej o 200 MPa wytrzymałości na rozciąganie ($R_m = 876$ MPa) i nieco większej plastyczności ($A = 7,2\%$).

4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW I WNIOSKI

Stale konstrukcyjne zawierające jako główny pierwiastek stopowy glin w ilości 3÷4%, charakteryzują się występowaniem stabilnej struktury dwufazowej austenityczno-ferrytycznej w zakresie temperatury nagrzewania do przeróbki plastycznej na gorąco i w zakresie temperatury przeróbki plastycznej na gorąco. Umożliwia to wytworzenie metodą obróbki cieplno-plastycznej mikrostruktury lamelarniej (pasmowej), prowadzącej do uzyskania wysokiej wytrzymałości i dużej plastyczności. W artykule przedstawiono wyniki badań nowej klasy stali z dodatkiem stopowym glinu, o właściwościach mechanicznych konkurencyjnych w stosunku do właściwości obecnie wytwarzanych konstrukcyjnych stali o granicy plastyczności minimum 500 MPa. Wykazano, że wysokie właściwości mechaniczne i dobra plastyczność stali o mikrostrukturze lamelarniej z dodatkiem stopowym glinu, możliwe są do uzyskania w warunkach stosowania standardowych operacji obróbki cieplno-plastycznej, typowych dla średnio zaawansowanych technicznie walcowni.

W wyniku zastosowania zróżnicowanych wartości parametrów obróbki cieplno-plastycznej, w eksperymentalnych stalach zawierających jako główne pierwiastki stopowe Al w ilości 3,0% i Mn w ilości 1,7%, wytworzono lamelarne mikrostruktury charakteryzujące się średnią grubością pasm strukturalnych w zakresie od 8,6 do 13,3 μm . Grubość pasm zależy od składu chemicznego stali i mikrostruktury krzepnięcia, temperatury wygrzewania przed walcowaniem, wielkości przerobu plastycznego oraz od szybkości chłodzenia po walcowaniu. Najsilniej na grubość finalną pasm strukturalnych wpływa morfologia dendrytów po zakrzepnięciu i sumaryczna wielkość odkształcenia w zakresie temperatury poniżej ok. 900°C.

Właściwości mechaniczne eksperymentalnych stali po zastosowaniu wariantów obróbki cieplno-plastycznej, mieszczą się w szerokim zakresie wartości: R_m od 620 do 1080 MPa, $R_{p0,2}$ od 420 do 540 MPa oraz wydłużenie całkowite od 6 do 19%. Korzystnym połączeniem względnie wysokich właściwości mechanicznych i dużej plastyczności cechują się stale o składzie 0,30%C-1,72%Mn-3,0%Al oraz 0,28%C-1,67%Mn-2,98%Al-0,70%Si-0,49%Cr, o pasmowej strukturze ferrytyczno-perlitycznej. W przypadku tych stali uzyskano granicę plastyczności na poziomie 500 MPa, wytrzymałość około 700 MPa oraz wydłużenie całkowite 17%. Dla porównania, właściwości mechaniczne blach arkusowych z gatunku stali S460ML wytwarzanych przemysłowo z zastosowaniem obróbki cieplno-plastycznej (ze znacznie większym przerobem plastycznym niż możliwy do uzyskania w warunkach laboratoryjnych), dla grubości równej lub mniejszej od 16 mm, są następujące: granica plastyczności min. 460 MPa, wytrzymałość 540÷720 MPa oraz wydłużenie całkowite min. 17%.

Stale konstrukcyjne z dodatkiem stopowym glinu w ilości 3÷4%, o celowo wytworzonej silnej pasmowości strukturalnej i dużym rozdrobnieniu ziarna, poza tym że wykazują wysokie właściwości wytrzymałościowe i dobrą plastyczność, charakteryzują się wyższą odpornością na spadek granicy plastyczności w trakcie krótkotrwałego wytrzymywania w podwyższonej temperaturze (w zakresie do 600°C) od standardowych wysokowytrzymałych stali konstrukcyjnych. Z tego powodu dalszy rozwój konstrukcyjnych stali z dodatkiem stopowym glinu został ukierunkowany na opracowanie składu chemicznego na bazie układu Fe-(0,15÷0,3)%C-1,7%Mn-3%Al i podstaw technologii wytwarzania wyrobów (prętów, kształtowników i blach) o wysokiej odporności mechanicznej na oddziaływania termiczne w warunkach pożaru.

Artykuł zawiera część wyników badań uzyskanych w pracy SW-0070/2016 finansowanej z Funduszu Badań Własnych Instytutu Metalurgii Żelaza.

LITERATURA

- [1] Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica. Walcar-ka do walcowania na gorąco wraz z urządzeniami do obróbki cieplnoplastycznej (moduł B-LPS). <http://www.imz.pl/pl/> Do-stęp 06.02.17.
- [2] D. Woźniak, B. Garbarz, Linia do półprzemysłowej symulacji procesów wytwarzania stopów metali i wyrobów metalowych, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza 62 (1) (2010) 61–67.
- [3] B. Garbarz, W. Burian, D. Woźniak, Semi-industrial simula-tion of in-line thermo-mechanical processing and heat treat-ment of nano-duplex bainite-austenite steel, Steel Res. Int., Special Edition – Proc. of the 14th Int. Conf. on Metal Form-ing (2012) 1251–1254.
- [4] B. Garbarz, J. Marcisz, Phase transformations in Fe-(1÷8)%Al-0,1%C steel, Archives of Metallurgy and Materials 49 (3) (2004) 671–680.
- [5] M. Adamczyk, B. Garbarz, Mikrostruktura i właściwości ek-sperymentalnych stali konstrukcyjnych Fe-0,1%C-1,4%Mn-(4÷8%Al) po walcowaniu na gorąco, Prace Instytutu Meta-lurgii Żelaza 66 (2) (2014) 13–20.
- [6] B. Garbarz, M. Adamczyk, B. Niźnik-Harańczyk, Development of structural steel containing 3÷5% Al with microlaminated microstructure, Int. Conf. – Modern Steels and Iron Alloys, Warszawa, 2016.
- [7] B. Garbarz, M. Adamczyk, B. Harańczyk-Niźnik, Sposób wytwarzania wyrobów stalowych o strukturze mikrola-melarnej, Zgłoszenie patentowe, nr P.419214, data zgłoszenia 21.10.2016.
- [8] M.D. Zhang, J. Hu, W. Q. Cao, H. Dong, Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual phase steels, Materials Science and Engineering:A 618 (2014) 168–175.
- [9] M.D. Zhang, J. Hu, W.Q. Cao, H. Dong, Microlaminated dual phase steel presenting with high strength and ultrahigh toughness, Materials Science and Technology 31 (2015) 1349–1354.
- [10] M. Zhang, W. Cao, H. Dong, J. Zhu, Element partitioning ef-fect on microstructure and mechanical property of the micro-laminated Fe-Mn-Al-C dual phase steel, Materials Science and Engineering:A 654 (2016) 193–202.