

Jarosław MARCISZ, Bogdan GARBARZ, Mariusz ADAMCZYK

Instytut Metalurgii Żelaza im. St. Staszica

OPRACOWANIE PODSTAW PRZEMYSŁOWEJ TECHNOLOGII WYTWARZANIA WYROBÓW ZE STALI KONSTRUKCYJNEJ SUPERDROBNOZIARNISTEJ Z ZASTOSOWANIEM METODY PÓLPRZEMYSŁOWEJ SYMULACJI

W artykule przedstawiono założenia do technologii regulowanego walcowania na gorąco blach z niskowęglowej stali 0,15%C-0,90%Mn, umożliwiającej wytworzenie mikrostruktury ultradrobnoziarnistej (UDZ). Założono, że pożądaną typ mikrostruktury zostanie wytworzony po walcowaniu i regulowanym chłodzeniu bez dodatkowej obróbki cieplnej. Wykonano symulacje fizyczne obróbki cieplno-plastycznej w skali laboratoryjnej za pomocą urządzenia Gleeble oraz symulacje walcowania na gorąco i regulowanego chłodzenia z zastosowaniem linii do półprzemysłowej symulacji LPS. Na podstawie wyników badań mikrostruktury blach ustalono zakres temperatury końcowych przepustów, szybkość chłodzenia z zakresu austenitu do temperatury odkształcenia oraz wielkość odkształcenia w ostatnich przepustach i szybkość chłodzenia po ostatnim przepuście. Wyniki badań mikrostruktury na przekroju poprzecznym blach wykazały, że wzrost wartości odkształceń w końcowych przepustach w warunkach przechłodzenia austenitu i przyspieszonego chłodzenia po zakończeniu walcowania powoduje znaczne rozdrobnienie ziarna ferrytu.

Słowa kluczowe: stal ultradrobnoziarnista, obróbka cieplno-plastyczna, symulacja fizyczna

DEVELOPMENT OF BASIC PARAMETERS OF INDUSTRIAL TECHNOLOGY FOR MANUFACTURING OF ULTRA-FINE GRAINED STRUCTURAL STEEL PRODUCTS USING SEMI-INDUSTRIAL METHOD OF SIMULATION

In this paper, the basis of production technology using thermomechanical processing of 0.15%C-0.90%Mn low carbon steel sheets with ultra-fine grained microstructure is presented. The desired type of microstructure is obtained after thermomechanical processing without additional heat treatment. The physical simulations of thermomechanical processing in laboratory scale by means of Gleeble 3800 and semi-industrial line LPS were performed. Based on the results of microstructure investigation, the temperature range of finishing passes, cooling rate from austenite range to plastic working temperature, amount of deformation in the last passes and cooling rate after the last pass were determined. The results of microstructure investigation in the sheet cross section showed that the increase in deformation in the final passes under conditions of supercooled austenite and accelerated cooling after hot rolling results in significant ferrite grain refinement.

Key words: ultra-fine grained steel, thermo-mechanical treatment, physical simulation

1. WSTĘP

Rozdrobnienie ziarna powoduje wzrost właściwości wytrzymałościowych metali i stopów, jednocześnie zwiększając ich plastyczność oraz udurowienie i z tego powodu metody wytwarzania struktury ultradrobnoziarnistej (UDZ) są wciąż przedmiotem badań i prób przemysłowych. Nie istnieje fizyczna granica tak zdefiniowanej mikrostruktury, a umownie przyjmowana graniczna wielkości ziarna dla struktury UDZ zawiera się w przedziale 1÷5 μm , najczęściej jest to 2÷3 μm . Definiując wielkość ziarna należy określić parametr opisujący jego rozmiar – np. średnia cięciwa czy średnia średnica równoważna – oraz uwzględnić rozkład wielkości. Wytworzenie struktury ultradrobnoziarnistej,

tj. uzyskanie ziarna osnowy o cięciwie poniżej 2÷3 μm , a nawet poniżej 1 μm , wywołuje nawet ponaddwukrotny wzrost wytrzymałości w stosunku do materiału o strukturze konwencjonalnej. Na obecnym etapie badań i wdrażania w warunkach przemysłowych występują trudności zarówno dotyczące rozwoju produkcji, jak i zastosowania wyrobów o strukturze UDZ w skali masowej. Dotyczy to sposobów wytwarzania tego typu mikrostruktury w wyrobach płaskich i długich bezpośrednio po walcowaniu na gorąco bez dodatkowej obróbki cieplnej. Do ograniczeń technologii wytwarzania i zastosowania wyrobów o strukturze ultradrobnoziarnistego ferrytu należą m.in.:

– skomplikowane technicznie i technologicznie metody uzyskiwania struktury UDZ, często niemożliwe

do zrealizowania w warunkach produkcji masowej z zastosowaniem istniejących linii wytwarzania; proponowane metody otrzymywania struktur ultradrobnoziarnistych są związane ze stosowaniem wąskich zakresów temperatury odkształcenia oraz dużych wartości odkształceń zadawanych jednorazowo (także w ostatnich przepustach),

- uzyskanie jednorodności mikrostrukturalnej na przekroju wyrobów,
- silna zależność granicy plastyczności stali Udz od zmian wielkości ziarna (znacznie silniejsza niż dla struktury polikrystalicznej konwencjonalnej),
- niestabilny charakter odkształcenia plastycznego stali Udz, związany z lokalizacją odkształcenia i brakiem umocnienia odkształceniowego,
- zagadnienia spawalności wyrobów ze stali Udz dotyczące rozrostu ziarna i związanych z tym zmian właściwości w obszarze spoiny.

Wymienione aspekty są obecnie przedmiotem badań i analiz w ośrodkach naukowych oraz w zakładach produkcyjnych. Beladi i in. [1] badając mechanizm powstawania ferrytu ultradrobnoziarnistego w stali węglowej niestopowej 0,35%C-0,82%Mn podczas walcowania w jednym przepuście, wykorzystując zjawisko przemiany fazowej $\gamma \rightarrow \alpha$ zachodzącej w trakcie odkształcenia, uzyskali ziarno o wielkości 1,5 μm . W badaniach Hicksona i in. [2] nad możliwościami wytworzenia równoosiowej struktury Udz w stalach niskowęglowych stwierdzono, że walcowanie na gorąco cienkich taśm z dużym stopniem odkształcenia i następnym szybkim chłodzeniem sprzyjają powstawaniu mikrostruktury tego typu. Beladi i in. [3] badając wpływ parametrów obróbki cieplnoplastycznej na powstanie struktury Udz w stali C-Mn-V zastosowali temperaturę odkształcenia w zakresie dwufazowym $\alpha + \gamma$, prędkość odkształcenia 1 s^{-1} (w próbie skręcania) i szybkość chłodzenia po odkształceniu od 1 do 9 K/s. Otrzymana w tych warunkach struktura charakteryzowała się wielkością ziarna ferrytu $2 \div 3,5 \mu\text{m}$. Abbas i in. [4] stwierdzili, że optymalne parametry obróbki cieplnoplastycznej w celu uzyskania struktury Udz dla stali niskowęglowych (0,05%C-0,415%Mn) to temperatura walcowania 810°C, całkowita wartość odkształcenia 70% oraz chłodzenie wodne po odkształceniu. Struktura stali wytworzonej w takich warunkach charakteryzowała się drobnym ziarnem ferrytu z wydzieleniami węgla ϵ oraz zawierała wyspy martenzytu, co zapewniało zarówno odpowiednią wytrzymałość jak i plastyczność. Kurahashi i in. [5] opracowali parametry przemysłowej technologii produkcji stali ultradrobnoziarnistych stosując duże gnioty podczas walcowania na gorąco i intensywne chłodzenie po walcowaniu. Technologię wdrożono do masowej produkcji w jednej z hut w Japonii. Mesplont [6] w stali mikrostopowej 0,05%C-0,5%Mn-0,05%Nb-0,02%Ti uzyskał po walcowaniu na gorąco w warunkach symulacji fizycznej kilku ostatnich przepustów wielkość ziarna ferrytu w zakresie 4,5–5,3 μm stosując przyspieszone chłodzenie od 130 do 180 K/s po ostatnim odkształceniu. W pracach [7, 8] dla stali niskowęglowej niestopowej 0,12÷0,14%C; 0,60÷0,80%Mn po odkształceniu na gorąco w temperaturze 820°C (tuż powyżej temperatury $A_{\gamma 3}$ i/lub w zakresie dwufazowym) i zastosowaniu intensywnego chłodzenia wodnego, uzyskano ziarno ferrytu o średniej cięciwie 3–4 μm . Próby fizycznej symulacji obróbki cieplnoplastycznej realizowano na urządzeniu Gleeble 3800, a materiał badań

pochodził z laboratoryjnych miniwlewków odlanych na grubość 4 mm. Huang i in. [9] przeprowadzili analizę parametrów wytwarzania struktury ultradrobnoziarnistej w stalach Fe-0,13%C-0,65%Mn. Autorzy wykonali eksperymenty za pomocą symulatora Gleeble, które obejmowały przechłodzenie austenitu z szybkością minimalną 150 K/s do temperatury odkształcenia w zakresie 750–500°C i odkształcenie o wartości 1,2 z następnym chłodzeniem do temperatury otoczenia z szybkością 150 K/s. W pracy [9] wykazano, że stopień przechłodzenia austenitu zależy od szybkości chłodzenia w zakresie 100–300 K/s powoduje powstanie równoosiowych ziarn ferrytu o średniej średnicy odpowiednio od 3 do poniżej 1 μm . Analizę numeryczną procesu wytwarzania mikrostruktury drobnoziarnistej w stalach Fe-0,06%C-0,59%Mn autorzy pracy [9] wykonali stosując dane z testów walcowania w linii laboratoryjnej. Parametry tych eksperymentów były następujące: grubość początkowa próbek 2 mm, re-austenitizowanie w temperaturze 1250°C przez 15 minut (wielkość ziarna austenitu ok. 150 μm), średnica walców 305 mm, prędkość walcowania 24 m/min., optymalna temperatura początku walcowania 780°C, optymalna temperatura końca walcowania 700°C. Obliczenia wykazały, że istotnym parametrem wpływającym na uzyskanie ultradrobnoziarnistego ferrytu równoosiowego jest stopień przechłodzenia austenitu przed odkształceniem, określony szybkością chłodzenia większą od 200 K/s. W pracy Muszki i in. [10] badano wpływ wielkości ziarna na właściwości dynamiczne stali niestopowej 0,15%C-1%Mn-0,14%Si. Materiał badań uzyskano metodą walcowania na gorąco w jednym przepuście. Temperatura początku przemiany austenitu w ferryt (T_s) dla badanych stali w warunkach przechłodzenia wynosiła 778°C. Autorzy pracy [10] wykazali znaczący wpływ wielkości odkształcenia oraz temperatury walcowania na wielkość i równomierność ziarn ferrytu. Najkorzystniejsze warunki do powstawania mikrostruktury ferrytu ultradrobnoziarnistego wystąpiły, gdy odkształcenie zadawane było w temperaturze nieznacznie wyższej od T_s . Wykazano, że wzrost wielkości odkształcenia intensyfikuje proces rozdrobnienia ziarn ferrytu. Najmniejszą średnicę ziarna ferrytu uzyskano dla następujących parametrów walcowania: temperatura nagrzewania 900°C, czas 5 minut, temperatura odkształcenia 800°C, wielkość odkształcenia zadana w jednym przepuście 1,35 (74%), szybkość chłodzenia do temperatury otoczenia 10 K/s.

Przedstawiona analiza danych literaturowych dotycząca wytwarzania wyrobów stalowych o mikrostrukturze ferrytu Udz wskazuje na kilka wspólnych etapów dla technologii obróbki cieplnoplastycznej tego rodzaju materiałów. Pierwszy z nich to zakres temperatury odkształcenia bezpośrednio powyżej $A_{\gamma 3}$ i/lub poniżej tej temperatury w warunkach silnego przechłodzenia austenitu. Podczas jednoczesnego zachodzenia przemiany i odkształcenia występują warunki korzystne do powstawania mikrostruktury ultradrobnoziarnistej. Drugim czynnikiem wpływającym na powstawanie ultradrobnych ziarn ferrytu jest stosunkowo duża, w porównaniu z konwencjonalnie stosowaną, wartość odkształcenia zadawana w często jednym przepuście. Z punktu widzenia praktycznego zastosowania w istniejących walcowniach jest to utrudnione z kilku powodów. Stosowanie dużych wartości odkształceń w ostatnich przepustach obciąża klatkę walcowniczą i często

nie jest możliwe do realizacji oraz utrudnia i/lub uniemożliwia uzyskanie założonych tolerancji wymiarowych wyrobów. Trzeci czynnik to intensywne chłodzenie przed końcowymi gniotami, w trakcie odkształcenia i po ostatnim przepuszczeniu oraz wymagany krótki czas pomiędzy zakończeniem odkształcenia i rozpoczęciem chłodzenia. Chłodzenie powinno być dobrane w ten sposób, aby powstały równoosiowe ziarna ferrytu bez obecności zbyt dużej ilości bainitu i/lub martenzytu.

W artykule omówiono podstawy przemysłowej technologii wytwarzania wyrobów ze stali konstrukcyjnej superdrobnoziarnistej opracowane na podstawie laboratoryjnej i półprzemysłowej symulacji obróbki cieplno-plastycznej. W eksperymentach zastosowano zróżnicowane parametry odkształcenia i chłodzenia. Zastosowane wielkości i liczba przepustów, sposób chłodzenia oraz stan strukturalny materiału wsadowego odniesiono do końcowej fazy walcowania na gorąco. Wykonano badania mikrostruktury i właściwości stali po zastosowanych obróbkach cieplno-plastycznych. Wskazano etapy i ograniczenia technologii przemysłowej istotne z punktu widzenia otrzymania jednorodnej na przekroju wyrobu równoosiowej mikrostruktury ferrytu ultra-drobnoziarnistego.

2. MATERIAŁ I METODY BADAŃ

Do badań opracowano składy chemiczne stali nisko-węglowych niestopowych z mikrododatkiem V i Ti. Materiał do eksperymentów odkształcenia na gorąco i regulowanego chłodzenia przy użyciu symulatora Gleeble 3800 wykonano z pręta walcowanego na gorąco z wlewka laboratoryjnego. Materiał badań do symulacji półprzemysłowej w linii LPS stanowiły wlewki laboratoryjne o wymiarach przekroju poprzecznego 150×60 mm wytopione i odlane w piecu próżniowym. Oznaczenia i składy chemiczne wytopów zamieszczono w tabelicy 1.

Do eksperymentów ściskania w płaskim stanie odkształcenia („plane strain”) przy użyciu symulatora Gleeble 3800 zastosowano próbki o wymiarach 15×20×35 mm z wytopu S79. Podczas testów stosowano szybkość nagrzewania 5 K/s do temperatury 900°C, czas wygrzewania 60 sekund, szybkość odkształcenia 10 s⁻¹ i chłodzenie do temperatury odkształcenia z szybkością ok. 50 K/s. Pomędzy odkształceniami stosowano przerwy 1 s, a po zadaniu ostatniego gniotu próbki chłodzono intensywnie natryskiem wodnym. Wykonano dwa warianty obróbki cieplno-plastycznej. W pierwszym wariantcie ściskaniu poddano próbki ochłodzone z temperatury 900°C. W drugim wariantcie chłodzenie i końcowe ściskanie próbek poprzedzono odkształce-

niem w temperaturze 900°C. Temperatury oraz wartości odkształcenia i oznaczenia próbek zamieszczono w tabelicy 2. Próbki po obróbce cieplno-plastycznej poddano badaniom mikrostruktury oraz wykonano pomiary twardości i właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania. Do próby rozciągania wykonano próbki niestandardowe.

Tablica 2. Parametry eksperymentów obróbki cieplno-plastycznej przy użyciu Gleeble 3800 i numery próbek

Table 2. Parameters of thermomechanical treatment with the use of Gleeble 3800 simulator and specimen markings

Oznaczenie próbki (nr testu)	Temperatura odkształcenia, °C	Liczba i wartości kolejnych odkształceń
802	800	0,3+0,2
803	800	0,3+0,3+0,2
804	800	0,4+0,4+0,4
805	750	0,3+0,2
806	750	0,3+0,3+0,2
816	750	0,3+0,3+0,2
807	750	0,4+0,4+0,4
808	700	0,3+0,2
809	700	0,3+0,3+0,2
810	700	0,4+0,4+0,4
811	650	0,3+0,2
812	650	0,3+0,3+0,2
813	650	0,4+0,4+0,4
814	780	0,3+0,3+0,2
815	780	0,3+0,2+0,1
822	730	0,3+0,3+0,2
817	900	0,2+0,2
	780	0,3+0,3+0,2
818	900	0,2+0,2
	780	0,3+0,2+0,1
819	900	0,2+0,2
	750	0,3+0,3+0,2
820	900	0,2+0,2
	750	0,3+0,2+0,1
821	900	0,2+0,2
	730	0,3+0,3+0,2

niem. Symulacje fizyczne końcowej fazy walcowania na gorąco wykonano w LPS z zastosowaniem zróżnicowanych parametrów w zakresie liczby przepustów, wartości odkształcenia, prędkości walcowania (prędkości odkształcenia), temperatury, szybkości i spo-

Tablica 1. Skład chemiczny materiału badań (% masowe). Zawartość tlenu wynosiła ok. 20 ppm, a azotu ok. 30 ppm

Table 1. Chemical composition of the examined material (weight %). Oxygen and nitrogen content was 20 ppm and 30 ppm, respectively

Oznaczenie wytopu	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Al _c Al _m	Cu
S79	0,17	0,87	0,26	0,013	0,010	0,02	0,020	0,015 0,011	0,02
S221	0,15	0,95	0,29	0,011	0,012	0,11	0,012	0,020 nm	0,20
S222	0,13	0,90	0,20	0,011	0,009	0,10	0,026	0,018 nm	0,21

nm – nie mierzono

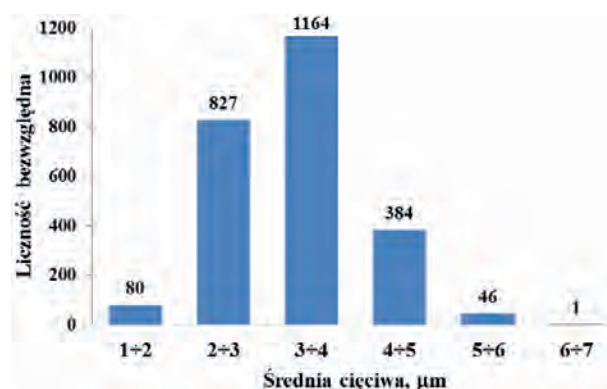
sobu chłodzenia pomiędzy przepustami i po ostatnim przepuszczeniu. Parametry eksperymentów opracowano na podstawie wyników badań materiału po obróbce cieplno-plastycznej za pomocą symulatora Gleeble. Do prób walcowania blach zastosowano wlewki płaskie o przekroju 150×60 mm, które odwalcowano na pasma o grubości w zakresie 7–12 mm. Odcinki pasm stanowiły materiał wyjściowy do symulacji wytwarzania blach o mikrostrukturze ultradrobnego ferrytu. Materiał nagrzewano do temperatury 900°C i wygrzewano przez 10–15 minut. W pierwszym wariancie (nr 222) dla pasma o grubości 7,3 mm i szerokości 170 mm zastosowano intensywne krótkotrwałe chłodzenie przed odkształceniem do temperatury ok. 720°C, które realizowano przez zanurzenie w wodzie. Po ochłodzeniu zadano dwa przepusty o sumarycznej wartości odkształcenia równej 0,44 uzyskując blachę o grubości 4,7 mm. Ostatnim etapem obróbki cieplno-plastycznej było chłodzenie zanurzeniowe w wodzie. W drugim wariancie (nr 221) materiałem wyjściowym było pasmo o grubości 12 mm i szerokości 80 mm, które po nagrzewaniu do 900°C, przed chłodzeniem natryskowym wodnym odkształcono w jednym przepuszczeniu zadając gniot ok. 0,40. Następnie po ochłodzeniu do 750°C zastosowano dwa przepusty o sumarycznej wartości odkształcenia ok. 0,75 uzyskując blachę o grubości 3,8 mm, którą chłodzono zanurzeniowo w wodzie. Próbkę z blach poddano badaniom mikrostruktury, twardości i właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania.

3. WYNIKI BADAŃ

3.1. WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁU PO OBRÓBCE CIEPLNO-PLASTYCZNEJ PRZY UŻYCIU SYMULATORA GLEELE 3800

Celem eksperymentów było uzyskanie mikrostruktury charakteryzującej się równoosiowego ziarna ferrytu o średniej cięciwie 2-3 μm oraz jak najmniejszym udziałem innych faz (m.in. bainitu i/lub martenzytu). Wyniki badań materiału po obróbce cieplno-plastycznej za pomocą symulatora Gleeble 3800 zamieszczono w tablicy 3. Stwierdzono, że korzystne warunki do powstania założonego typu mikrostruktury wystąpiły w przypadku, gdy zastosowano ochłodzenie z 900°C z szybkością ok. 50 K/s do temperatury odkształcenia w przedziale 700–750°C, a wartości odkształcenia całkowitego realizowanego w trzech przepustach wynosiły 0,8–1,2 (eksperymenty nr 806, 807, 809, 810, 820–822). Wyższe temperatury odkształcenia skutkowały wzrostem udziału bainitu i/lub martenzytu (np. nr 804). Temperatura odkształcenia 650°C była korzystna z punktu widzenia wielkości ziarna i udziału ferrytu, ale powstała mikrostruktura wykazywała silną pasmowość (np. nr 812). Na rys. 1 zamieszczono przykładowy rozkład średniej cięciwy ziarn ferrytu dla próbki nr 806. Cięciwa większości ziarn zawierała się w przedziale od 2 do 4 μm . W tablicy 4 zamieszczono wyniki właściwości mechanicznych wyznaczone w statycznej próbie rozciągania. Wszystkie poddane badaniom warianty obróbki cieplno-plastycznej wykazywały wysoką plastyczność, a różnice w wartościach granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie wynikały ze zróżnicowanego udziału objętościowego ferrytu. Dla wariantów obróbki

cieplno-plastycznej, dla których wytworzono mikrostrukturę o dużym udziale ferrytu drobnociarnistego, uzyskano wartości $R_{0,2}$ w zakresie 400–480 MPa i R_m w zakresie 700–740 MPa oraz wysokie wartości ilorazu $R_m/R_{0,2}$ na poziomie 1,6–1,8.



Rys. 1. Rozkład wielkości średniej cięciwy ziarna ferrytu. Eksperyment nr 806, liczba analizowanych ziarn 2502

Fig. 1. Size distribution of average ferrite grain chord. Experiment no. 806, number of analyzed grains 2502

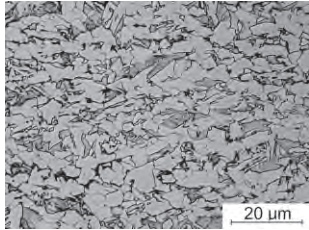
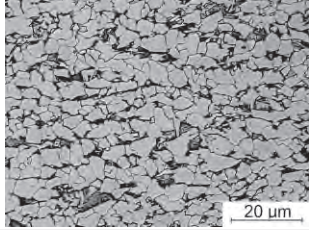
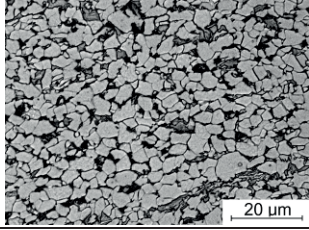
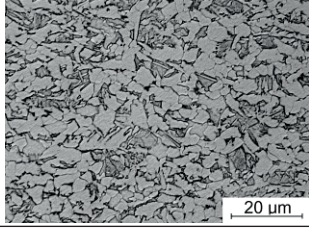
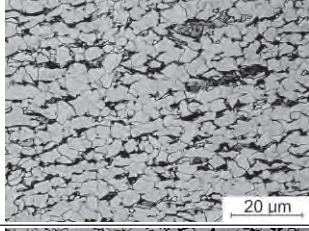
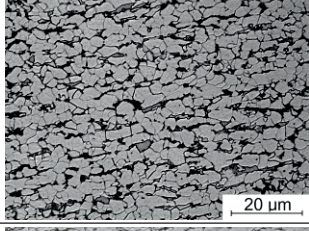
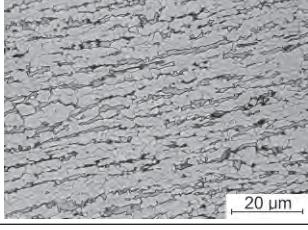
3.2 WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI BLACH WYTWORZONYCH W LPS

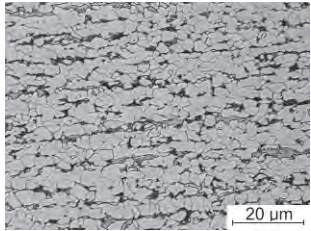
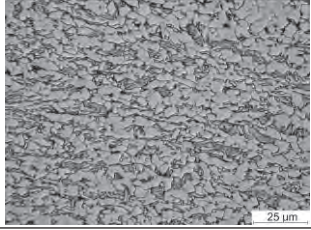
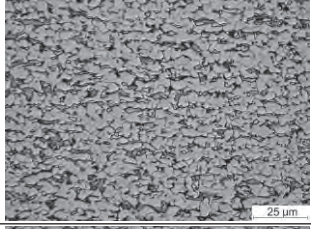
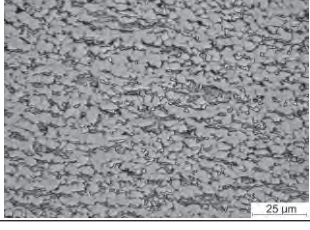
Badania mikrostruktury na grubości blachy po walcowaniu na gorąco i regulowanym chłodzeniu wykazały jej zróżnicowanie w zakresie wielkości ziarna oraz udziału objętościowego ferrytu. W obszarze przypowierzchniowym (do ok. 1/3 grubości) stwierdzono rozdrobnienie ziarn ferrytu. Uzyskano średnią cięciwę ziarna ok. 3,4 μm przy udziale objętościowym ferrytu ok. 70%. Mikrostrukturę w warstwie przypowierzchniowej blachy o grubości 4,7 mm po walcowaniu na gorąco i regulowanym chłodzeniu (wariant nr 222) przedstawiono na rys. 2. Z rozkładu wielkości cięciwy wynika, że większość stanowią ziarna o wartości tego parametru do 6 μm . Wyniki badań właściwości mechanicznych odwalcowanych blach zamieszczono w tablicy 5. Przekrój próbki do badań właściwości obejmował całą grubość blachy. Uzyskano wartość granicy plastyczności 470–480 MPa, wytrzymałość na rozciąganie 700–740 MPa, wartość ilorazu $R_{0,2}/R_m$ ok. 1,5 oraz wydłużenie A_5 ok. 15%.

Mikrostrukturę w przypowierzchniowej warstwie blachy o grubości 3,8 mm walcowanej w LPS (wariant 221) zamieszczono na rys. 3. W wyniku zastosowanych parametrów obróbki cieplno-plastycznej uzyskano mikrostrukturę charakteryzującą się średnią cięciwą ziarna ferrytu ok. 2 μm . Z rozkładu wielkości cięciwy wynika, że większość ziarn zawiera się w przedziale 1,5–3,5 μm (rys. 4). Dla próbek wytrzymałościowych wzdłużnych obejmujących całą grubość blachy uzyskano $R_{0,2}$ ok. 465–490 MPa, R_m 840–910 MPa, $R_m/R_{0,2}$ 1,7–1,9 oraz wydłużenie ok. 14% (tablica 6). Rozbieżności pomiędzy próbkami mogą być wynikiem zróżnicowanej grubości warstwy o rozdrobnionym ziarnie ferrytu, na skutek m.in. nierównomiernego chłodzenia natryskowego.

Tablica 3. Wyniki badań mikrostruktury i właściwości próbek po obróbce cieplno-plastycznej za pomocą symulatora Gleeble 3800

Table 3. Results of specimen microstructure and property examinations after thermomechanical treatment with the use of Gleeble 3800 simulator

Oznaczenie próbki	Temperatura odkształcenia, °C	Wielkość odkształcenia	Średnia cięciwa ziarna ferrytu, μm	Właściwości: Twardość HV10; Re, MPa; Rm, MPa; Rm/Re	Mikrostruktura
804	800	(1,2) 0,4+0,4+0,4	3,1	220; nm	
806	750	(0,8) 0,3+0,3+0,2	2,3	215; 393; 707; 1,8	
807	750	(1,2) 0,4+0,4+0,4	2,4	207; nm	
808	700	(0,5) 0,3+0,2	2,9	229; 444; 739; 1,7	
809	700	(0,8) 0,3+0,3+0,2	2,3	220; 402; 705; 1,75	
810	700	(1,2) 0,4+0,4+0,4	2,3	206; 417; 680; 1,6	
812	650	(0,8) 0,3+0,3+0,2	1,8	229; 463; 699; 1,5	

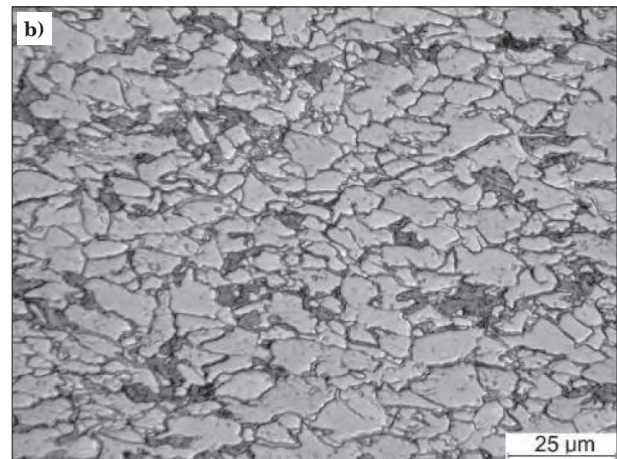
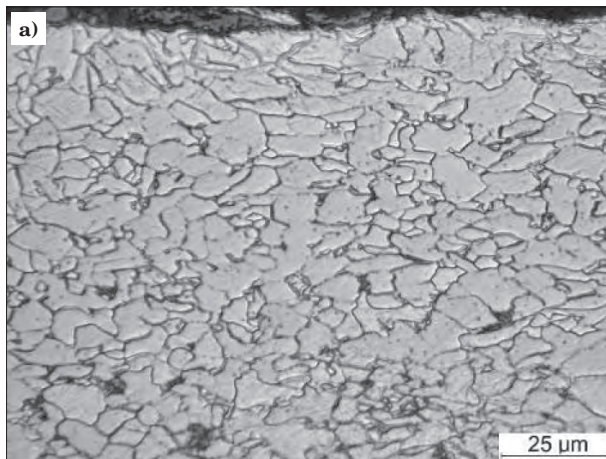
Oznaczenie próbki	Temperatura odkształcenia, °C	Wielkość odkształcenia	Średnia cięciwa ziarna ferrytu, μm	Właściwości: Twardość HV10; R_e , MPa; R_m , MPa; R_m/R_e	Mikrostruktura
813	650	(1,2) 0,4+0,4+0,4	1,7	208; nm	
820	900+ 750	(1,0) 0,2+0,2+ 0,3+0,2+0,1	2,3	232; 463; 734; 1,6	
821	900+ 730	(1,2) 0,2+0,2+ 0,3+0,3+0,2	2,2	224; 425; 730; 1,7	
822	730	(0,8) 0,3+0,3+0,2	1,9	223; 405; 733; 1,8	

nm – nie mierzono

Tablica 4. Właściwości mechaniczne wyznaczone w statycznej próbie rozciągania na próbkach niestandardowych ($d_0 = 3 \text{ mm}$, $l_0 = 8 \text{ mm}$) wykonanych z materiału po obróbce cieplno-plastycznej za pomocą urządzenia Gleeble

Table 4. Mechanical properties determined in static tensile test with the use of non-standard specimens ($d_0 = 3 \text{ mm}$, $l_0 = 8 \text{ mm}$) made of material after thermomechanical treatment using Gleeble simulator

Oznaczenie próbki	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	$R_m/R_{0,2}$	$A_{8\text{mm}}$ %	Z %
806 / 1	384	718	1,87	34,5	63
806 / 2	401	696	1,74	38,5	65
808 / 1	456	745	1,63	37,9	69
808 / 2	432	723	1,67	36,8	67
809 / 1	393	718	1,83	34,7	61
809 / 2	411	691	1,68	33,0	49
810 / 1	407	687	1,69	37,5	67
810 / 2	426	673	1,58	36,7	63
812 / 1	456	700	1,54	31,1	59
812 / 2	470	698	1,49	34,1	59
816 / 1	408	736	1,80	35,1	68
816 / 2	411	734	1,79	35,1	65
820 / 1	441	731	1,66	37,1	63
820 / 2	484	737	1,52	32,5	63
821 / 1	430	725	1,69	35,6	67
821 / 2	420	734	1,75	35,0	63
822 / 1	399	735	1,84	37,9	63
822 / 2	411	731	1,78	34,5	67



Rys. 2. Mikrostruktura blachy o grubości 4,7 mm po obróbce cieplno-plastycznej w LPS, wariant nr 222, przekrój wzdłużny: a) powierzchnia, b) 1/3 grubości

Fig. 2. Microstructure of 4.7 mm sheet after thermomechanical treatment using LPS line, variant no. 222, longitudinal section: a) surface, b) 1/3 of thickness

Tablica 5. Właściwości mechaniczne próbek wzdłużnych z blach o grubości 4,7 mm po obróbce cieplno-plastycznej w LPS – wariant nr 222

Table 5. Mechanical properties of longitudinal specimens from 4.7 mm sheets after thermomechanical treatment using LPS line – variant no. 222

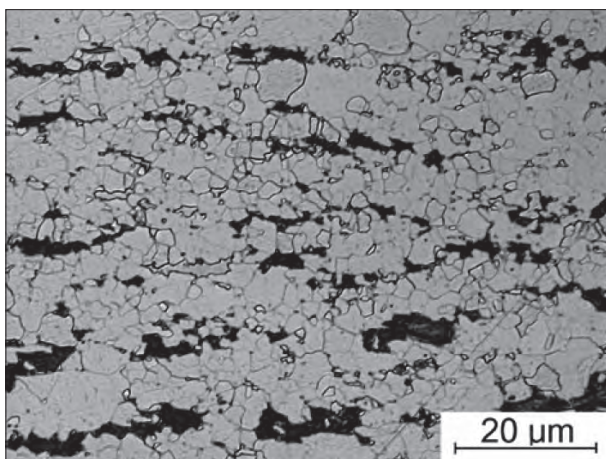
Numer wariantu-próbki / grubość blachy / całkowita wartość odkształcenia	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %	$R_m/R_{0,2}$
222 / 4,7 mm / $\varphi = 0,44$	485	729	15,6	1,50
	479	737	15,3	1,54
	468	696	14,0	1,49

Tablica 6. Właściwości mechaniczne próbek wzdłużnych z blach po obróbce cieplno-plastycznej w LPS, wariant nr 221

Table 6. Mechanical properties of longitudinal specimens from sheets after thermomechanical treatment using LPS line, variant no. 221

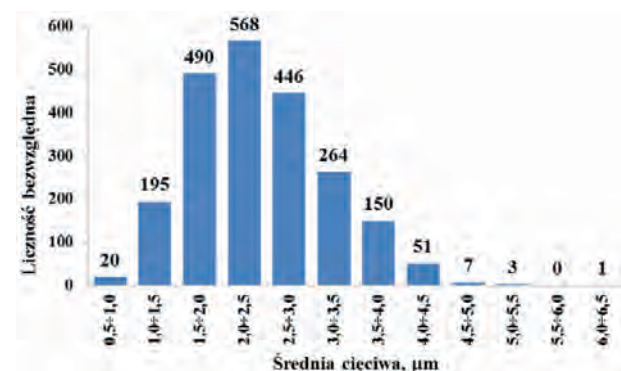
Numer wariantu-próbki / grubość blachy / wartość odkształcenia	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %	$R_m/R_{0,2}$
221 / 3,8 mm / $\varphi = 1,15$	480	914	14,0	1,90
	494	843	nw	1,70
	465	884	nw	1,90

nw – nie wyznaczono



Rys. 3. Mikrostruktura blachy o grubości 3,8 mm w obszarze przypowierzchniowym, po obróbce cieplno-plastycznej w LPS, wariant nr 221, zgląd wzdłużny

Fig. 3. Microstructure of 3.8 mm sheet in the near-to-surface layer after thermomechanical treatment using LPS line, variant no. 221, longitudinal section



Rys. 4. Rozkład wielkości średniej cięciwy ziarna ferrytu w warstwie przypowierzchniowej blachy o grubości 3,8 mm. Wariant nr 221, liczba analizowanych ziarn 2195

Fig. 4. Size distribution of mean ferrite grain chord in the near-to-surface layer of sheet of thickness 3,8 mm. Variant no. 221, number of grains analyzed 2195

4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Celem badań było opracowanie podstaw przemysłowej technologii wytwarzania wyrobów ze stali konstrukcyjnej ultradrobnoziarnistej w zakresie regulowanego walcowania na gorąco.

Eksperymenty laboratoryjne wykonane z zastosowaniem symulatora Gleeble 3800 wykazały, że w warunkach odkształcenia przechłodzonego austenitu następuje rozdrobnienie ziarna i wówczas nawet przy stosowaniu dużych szybkości chłodzenia udział bainitu i/lub martenzytu jest nieznaczny, a dominującą

fazą jest ferryt. Obszar poddany badaniom struktury dotyczył reprezentacyjnej zlokalizowanej w osi próbki strefy odkształconej charakterystycznej dla testów ściskania. Na podstawie eksperymentów wykonanych za pomocą Gleeble określono zakres temperatury końcowej odkształcenia 700–750°C i wielkość odkształcenia 0,8–1,2 zadanego w trzech przepustach oraz sposób chłodzenia natryskowego wodnego z szybkością ok. 50 K/s do temperatury odkształcenia i po ostatnim przepuście. W takich warunkach obróbki cieplno-plastycznej uzyskano mikrostrukturę o równoosiowym ziarnie ferrytu o średniej cięciwie w zakresie 2÷3 μm.

Eksperymenty półprzemysłowe walcowania na gorąco i regulowanego chłodzenia w linii LPS wykazały, że znaczne rozdrobnienie ziarna ferrytu uzyskano w warstwie przypowierzchniowej materiału, gdzie wystąpiły dostateczne warunki temperaturowo-odkształceniowe do utworzenia tego typu mikrostruktury. W wyniku walcowania w temperaturze ok. 750°C w dwóch przepustach o sumarycznej wartości odkształcenia ok. 0,75 poprzedzonego ochłodzeniem blachy natryskiem wodnym z temperatury 900°C, uzyskano w warstwie powierzchniowej blachy o grubości ok. 4 mm mikrostrukturę o równoosiowym ziarnie ferrytu o średniej cięciwie ok. 2 μm.

Wykonane badania metodami symulacji fizycznej w skali laboratoryjnej i półprzemysłowej wskazały możli-

wości i ograniczenia modyfikacji etapów technologii w celu wytworzenia ultradrobnoziarnistej mikrostruktury na całym przekroju wyrobu. Opracowano parametry technologii umożliwiającej wytworzenie obszaru przypowierzchniowego w wyrobach walcowanych na gorąco o typie mikrostruktury UDZ. Technologia wytwarzania tego typu wyrobów gradientowych, charakteryzujących się zmiennym rodzajem struktury na przekroju, umożliwia regulowanie właściwości finalnych m.in. przez kontrolę udziału objętościowego strefy o ultradrobnoziarnym ziarnie ferrytu. Wyznaczone w wyniku badań wartości parametrów obróbki cieplno-plastycznej stwarzają możliwość zastosowania opracowanego etapu technologii wytwarzania wyrobów o mikrostrukturze ferrytu ultradrobnoziarnistej w warunkach przemysłowych.

Publikacja została opracowana na podstawie pracy wykonanej w projekcie badawczym rozwojowym nr N R07 0008 04 pt. „Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem symulacji fizycznej i numerycznej” finansowanym przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju, realizowanym przez Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica w Gliwicach (koordynator), Akademię Górniczo-Hutniczą, Politechnikę Częstochowską, Politechnikę Śląską i Politechnikę Warszawską.

LITERATURA

1. Beladi H., Zarei-Hanzaki A., Kelly G.L. and Hodgson P.D.: Formation of ultrafine grained microstructures in steel through strain induced transformation during single pass hot rolling. *Materials Science and Technology*, 2004, t. 20, s. 213–220
2. Hickson M.R., Hurley P.J., Gibbs R.K., Kelly G.L. and Hodgson P.D.: The production of ultrafine ferrite in low-carbon steel by strain-induced transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, t. 33A, s. 1019–1026
3. Beladi H., Kelly G.L., Shokouhi A., Hodgson P.D.: Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. *Materials Science and Engineering*, 2004, A 367, s. 152–161
4. Abbas M., Ismail A., El-Ghazaly S. and El-Bitar T.: Intercritical deformation of low carbon steel, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2004, t. 43, nr 1, s. 109–115
5. Kurahashi R., Hakomori K., Chikushi I., Morimoto T., Yanagimoto J., Takaoka S.: Development of industrial production of ultrafine grained steel in tandem hot strip mill. *La Revue de Métallurgie-CIT*, Avril 2005, s. 271–283
6. Mesplont C.: Grain refinement and high precipitation hardening by combining microalloying and accelerated cooling. *La Revue de Métallurgie-CIT*, Mai 2006, s. 238–246
7. Marcisz J., Garbarz B.: Projektowanie technologii wytwarzania stali ultradrobnoziarnistej metodą obróbki cieplno-plastycznej. *Hutnik-Wiadomości Hutnicze*, 2006, t. 73, nr 3, s. 86–91
8. Marcisz J.: Opracowanie podstaw wytwarzania stali ultradrobnoziarnistej z zastosowaniem technologii bezpośredniego odlewania taśm (BOT). *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 2005, nr 3, s. 52–55
9. Huang C. J., Zhang H., Nan Y. J., Li D. Z., Li Y.Y.: On the conditions for achieving ultra-fine grains via thermo-mechanical treatment. *Journal of Materials and Processing Technology*, 2005, 160, s. 123–127
10. Muszka K., Hodgson P. D., Majta J.: Study of the effect of grain size on the dynamic mechanical properties of microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 500, s. 25–33