

Roman KUZIAK, Valeriy PIDVYSOTS'KYY, Władysław ZALECKI,
Ryszard MOLENDĄ, Zdzisław ŁAPCZYŃSKI

Instytut Metalurgii Żelaza im. St. Staszica

SYMULACJA NUMERYCZNA I SYMULACJA FIZYCZNA W SKALI LABORATORYJNEJ ZMIAN MIKROSTRUKTURY AUSTENITU W PROCESIE WALCOWANIA BLACH ZE STALI KONSTRUKCYJNEJ WIELOFAZOWEJ

Na przykładzie stali CP opisano proces budowy kompleksowego modelu matematycznego obejmującego reologię odkształcanego materiału oraz zmiany zachodzące w strukturze austenitu w procesach obróbki plastycznej. Opracowany model matematyczny uwzględnia zależność kinetyki zmian strukturalnych od wielkości początkowego ziarna austenitu, wartości odkształcenia zastępczego i prędkości odkształcenia oraz od temperatury i czasu. Dzięki temu możliwe jest jego implementowanie do programów numerycznych symulujących płynięcie plastyczne materiału i transport ciepła wykorzystujących metodę elementów skończonych. Model matematyczny rozwoju struktury opracowano w oparciu o analizę wyników badań przeprowadzonych z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800. Modele opracowane w badaniach implementowano w komputerowym systemie wspomagającym projektowanie i realizację półprzemysłowego walcowania na gorąco, zaś wyniki przeprowadzonych symulacji z wykorzystaniem tego systemu przedstawione zostaną w prezentacji Pietrzyka i Raucha [1]. W artykule przedstawiono również możliwości symulacji fizycznej procesu walcowania na gorąco blach z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800. Metoda ta pozwala bardzo efektywnie wyznaczyć parametry procesu walcowania dla uzyskania pożądanej struktury blach.

Słowa kluczowe: stale wielofazowe, model rozwoju struktury, model reologiczny, symulacja fizyczna i numeryczna, przeróbka cieplno-plastyczna

NUMERICAL AND PHYSICAL SIMULATION IN LABORATORY SCALE OF MICROSTRUCTURAL CHANGES IN AUSTENITE DURING ROLLING OF CONSTRUCTIONAL MULTI-PHASE STEEL PLATE

The paper presents development of rheological and microstructural model for evolution of austenite in a multi-phase or Complex Phase (CP) steel subject to thermo-mechanical processing. The model accounts for the effect of prior austenite grain size, effective strain and strain rate, and also temperature and time on the kinetics of microstructural changes and phase transformations. This feature allows its implementation in the numerical models based on FEM for simulation of plastic flow and heat transfer. The microstructure evolution model was developed based upon plastic tests conducted with Gleeble 3800 simulator. The developed models were implemented into hybrid expert system prepared by Pietrzyk and Rauch to be used for designing hot rolling technology for semi-industrial simulation [1]. The capability of physical simulation using simulator Gleeble 3800 to develop or optimize the parameters of the rolling was also demonstrated in the paper. The method allows the effective determination of the thermo-mechanical processing parameters to achieve the desired microstructure.

Key words: multi-phase steels, microstructure evolution modeling, rheological model, physical and numerical simulation, thermo-mechanical processing

1. WPROWADZENIE

Stale wielofazowe do zastosowań w przemyśle samochodowych są obecnie intensywnie badane z uwagi na możliwość uzyskania przez blachy cienkie z tych stali korzystnej kombinacji bardzo wysokiej wytrzymałości, ciągliwości i plastyczności technologicznej. Z tego powodu stały się one bardzo atrakcyjnym materiałem do zastosowań w konstrukcji współczesnego samochodu, zaś w przyszłości przewidziany jest wzrost udziału elementów konstrukcyjnych wytwarzanych z tych stali.

W przeciwieństwie do stali mikrostopowych o podwyższonej wytrzymałości, właściwości mechaniczne stali wielofazowych wynikają z udziału w ich strukturze składników ciągliwych, ferrytu i austenitu, oraz składników wysokowytrzymałych, bainitu i martenzytu, o odpowiedniej morfologii i udziałach objętościowych. Pożądane cechy struktury wielofazowej uzyskuje się w procesie walcowania na gorąco połączonego z kontrolowanym chłodzeniem, bądź też w procesie ciągłego wyżarzania blach zimnowalcowanych.

Tablica 1. Skład chemiczny doświadczalnej stali wielofazowej (wytop S-85), % mas.
Table 1. Chemical composition of experimental multi-phase steel (heat S-85), wt %

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Al _{met.}	N (ppm)
0,09	1,55	0,40	0,01	0,01	0,31	0,21	0,20	0,12	0,04	27

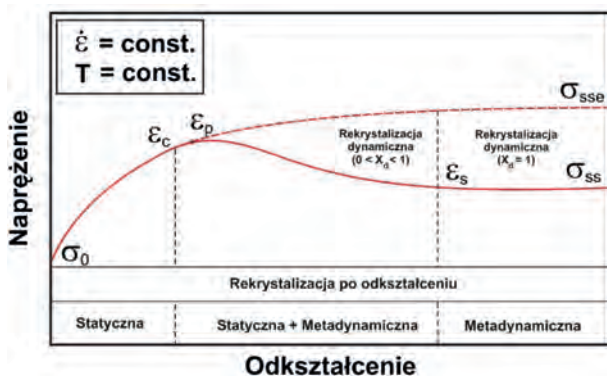
Celem artykułu jest przedstawienie modelu zmian struktury austenitu w procesie walcowania blach ze stali CP oraz modelu przemian fazowych zachodzących w tej stali podczas kontrolowanego chłodzenia z zakresu temperaturowego stabilności austenitu. Model zmian struktury austenitu zbudowano w oparciu o klasyczne podejście zaproponowane przez Sellarsa, w którym kinetykę tych zmian powiązano z wyjściową wielkością ziarna austenitu, odkształceniem zastępczym i prędkością odkształcenia oraz temperaturą [2]. Współczynniki równań konstytutywnych modelu wyznaczono na podstawie analizy wyników badań plastometrycznych przeprowadzonych z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800, w oparciu o metodykę opisaną w pracy [3]. Przedstawiono również możliwości symulatora Gleeble w obszarze symulacji fizycznej procesu walcowania blach na gorąco stosując układ kowadeł i kształt próbki do odkształcenia wielostopniowego w warunkach zbliżonych do płaskiego stanu odkształcenia.

2. METODYKA I MATERIAŁ DO BADAŃ

Model zmian mikrostruktury austenitu opracowano dla stali typu Complex Phase (CP), której skład chemiczny podano w tablicy 1.

Badania plastometryczne tej stali przeprowadzono na próbkach o wymiarach $\phi 10 \times 12$ mm wykonanych z pręta $\phi 15$ mm (otrzymanego w wyniku przekucia wlewka). W badaniach zastosowano następujące parametry testów plastometrycznych:

- temperatura wygrzewania próbki przed odkształceniem: 1200 i 1100°C;
- temperatury odkształcenia: 850, 900, 1000, 1100, 1200°C;
- prędkości odkształcenia: 0,1; 1; 10; 100 s⁻¹;



Rys. 1. Wpływ różnych procesów zachodzących w odkształcanym materiale na krzywą napężenie-odkształcenie; ϵ_c jest odkształceniem krytycznym do zainicjowania rekrystalizacji dynamicznej, ϵ_p jest odkształceniem do wystąpienia piku na krzywej napężenie odkształcenie, a ϵ_s jest odkształceniem do ustabilizowania się napężenia

Fig. 1. Effect of various processes in deformed material on stress-strain curve; ϵ_c is the strain critical to initiate dynamic recrystallisation, ϵ_p is the strain until peak is observed on stress-strain curve, and ϵ_s is the strain until stabilization of stress

- maksymalna wartość odkształcenia logarytmicznego wynosiła -1,0.

W celu opracowania modelu reologicznego stali, wykorzystano krzywe zmian siły w funkcji przemieszczenia narzędzia. Krzywe te poddano analizie stosując program Opty_Axi [4] wykorzystujący metodę obliczeń odwrotnych. Program Opty_Axi eliminuje wpływ czynników zaburzających przebieg próby ściskania osiowo-symetrycznego, takich jak tarcie, czy też zróżnicowanie temperatury w objętości próbki spowodowane pracą odkształcenia plastycznego i transportem ciepła do kowadeł. Modele zmian mikrostruktury austenitu opracowano z wykorzystaniem wyników badań plastometrycznych z podwójnym odkształceniem oraz badań opartych o metodę relaksacji naprężenia. Wykorzystanie obu testów do badań kinetyki zmian zachodzących w mikrostrukturze austenitu po odkształceniu plastycznym opisano w pracach [3, 5].

3. MODEL REOLOGICZNY

Na rysunku 1 pokazany jest wpływ procesów zachodzących w trakcie odkształcenia na postać krzywej napężenie-odkształcenie w zależności od parametru Zenera-Hollomona. W równaniach konstytutywnych, stosowanych do modelowania procesów obróbki plastycznej, rozdzielany jest wpływ zdrowienia i rekrystalizacji. Zdrowienie podobnie jak i umocnienie podczas odkształcenia jest uwzględniane w modelu reologicznym (funkcja naprężenia uplastyczniającego). Również mięknięcie wywołane rekrystalizacją dynamiczną uwzględniono dodatkowym równaniem, bowiem kształt krzywej napężenie-odkształcenie jest ściśle związany z kinetyką rekrystalizacji dynamicznej. W niniejszej pracy zastosowano podejście pozwalające na połączenie kinetyki rekrystalizacji dynamicznej z wartością naprężenia uplastyczniającego, co pozwoli uzależnić tę wartość od wielkości ziarna austenitu.

Ostatnim etapem w analizie odwrotnej jest optymalizacja współczynników modelu reologicznego. Do tego celu w Zakładzie Symulacji Procesów Technologicznych stosowany jest model Sellarsa [6]:

$$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{sse} - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_r}\right) \right]^{1/2} - \begin{cases} 0 & \epsilon \leq \epsilon_c \\ (\sigma_{sse} - \sigma_{ss}) X_{dyn} & \epsilon > \epsilon_c \end{cases} \quad (1)$$

gdzie:

$$\begin{aligned} \sigma_0 &= \frac{1}{\alpha_0} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_0} \right)^{1/n_0}, & \sigma_{ss} &= \frac{1}{\alpha_{ss}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{ss}} \right)^{1/n_{ss}} \\ \sigma_{sse} &= \frac{1}{\alpha_{sse}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{sse}} \right)^{1/n_{sse}}, & Z &= \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q_{def}}{RT_{def}} \right) \\ \epsilon_r &= \frac{1}{3,23} [q_1 + q_2 (\sigma_{sse})^2], & \epsilon_{xr} - \epsilon_c &= \frac{\epsilon_{xs} - \epsilon_c}{1,98} \\ \epsilon_c &= C_c \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}} \right)^{N_c}, & \epsilon_{xs} - \epsilon_c &= C_x \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}} \right)^{N_x} \end{aligned}$$

W modelu konstytutywnym nieznane są następujące współczynniki: $\alpha_0, \alpha_{sse}, \alpha_{ss}, n_0, n_{sse}, n_{ss}, A_0, A_{sse}, A_{ss}, q_1, q_2, C_c, N_c, C_x, N_x$ oraz energia aktywacji Q_{def} .

4. MODEL ZMIAN W STRUKTURZE AUSTENITU

Dla potrzeb przewidywania rozwoju mikrostruktury w procesach obróbki cieplno-plastycznej, opracowano dotychczas szereg modeli o różnym stopniu zaawansowania. Każdy model zawiera równania opisujące kinetykę następujących procesów:

- rekrytalizacji dynamicznej;
- rekrytalizacji statycznej;
- rekrytalizacji postdynamicznej (metadynamicznej);
- rozrostu ziarna po rekrytalizacji.

W trakcie realizacji projektu rozwojowego opracowano model reologiczny oraz model rozwoju mikrostruktury stali doświadczalnej.

4.1. REKRYTALIZACJA DYNAMICZNA

W literaturze technicznej dotyczącej modelowania rozwoju mikrostruktury, na przykład [7, 8], można spotkać różne modele rekrytalizacji dynamicznej. W prowadzonych badaniach symulacyjnych zastosowano następujące równania konstytutywne modelu:

- wartość odkształcenia krytycznego po przekroczeniu, której zachodzi proces rekrytalizacji;

$$\varepsilon_c = 0,88\varepsilon_m \quad (2a)$$

- wartość odkształcenia do osiągnięcia stanu ustalonego;

$$\varepsilon_s = 4,66522 \cdot 10^{-4} d_0^{0,27686} Z^{0,18169} \quad (2b)$$

- wartość odkształcenia, przy którym naprężenie osiąga wartość pikową (maksymalną);

$$\varepsilon_m = 4,3784 \cdot 10^{-4} d_0^{0,23909} Z^{0,16914} \quad (2c)$$

- ułamek objętości zrekrystalizowanej;

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-1,70295\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_s - \varepsilon_c}\right)^{1,52}\right] \quad (2d)$$

- wielkość ziarna po pełnej rekrytalizacji dynamicznej;

$$D_{rec,dyn} = 58,283 Z^{0,0303} \quad (2e)$$

Równanie kinetyki rekrytalizacji dynamicznej jest opracowywane na podstawie danych uzyskanych w badaniach plastometrycznych dla zróżnicowanej wielko-

ści ziarna początkowego. Ponieważ w modelu Sellarsa uwzględniona jest kinetyka rekrytalizacji dynamicznej w oparciu o wartość naprężenia, równanie kinetyki wprowadzono do funkcji naprężenia uplastyczniającego wyrażonej równaniem (1). W ten sposób w klasycznym modelu opisującym zachowanie się materiału, naprężenie uzależnione jest od wielkości ziarna. Model ten dokładnie przewiduje płynięcie plastyczne materiału, zwłaszcza dla procesów wielokrotnego odkształcenia, takich jak walcowanie lub kucie na gorąco.

W tabelicy 2 podano wyznaczone w badaniach wartości współczynników w modelu reologicznym z uwzględnieniem modelu rekrytalizacji dynamicznej (2) dla badanej stali.

4.2. REKRYTALIZACJA STATYCZNA

Opracowanie dokładnego modelu rekrytalizacji statycznej jest szczególnie ważne w symulacjach procesów, w których stal odkształcana jest w niskich temperaturach, jak i procesów, gdzie poszczególne odkształcenia są małe. Końcowym etapem opracowywania modelu jest zapisanie uzyskanych krzywych zmian udziału objętości zrekrystalizowanej i dopasowanie współczynników w równaniu kinetyki rekrytalizacji statycznej i równaniu na wielkość ziarna po rekrytalizacji:

$$X_{st} = 1 - \exp\left[\ln 0,5\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{n_{st}}\right] \quad (3a)$$

$$t_{0,5}^{st} = 1,60092 \cdot 10^{-9} \varepsilon^{-0,30545} \dot{\varepsilon}^{-0,44279} D_0^{0,624834} \exp\left(\frac{150713}{RT}\right) \quad T \geq 1000^\circ\text{C} \quad (3b)$$

$$t_{0,5}^{st} = 1,76771 \cdot 10^{-19} \varepsilon^{-3,12712} \dot{\varepsilon}^{-0,23129} D_0^{0,624834} \exp\left(\frac{375925}{RT}\right) \quad T < 1000^\circ\text{C} \quad (3c)$$

$$D_{rec,st} = 23,3783 \varepsilon^{-0,07278} D_0^{0,1368} \exp\left(-\frac{6521,8}{RT}\right) \quad (3d)$$

4.3. REKRYTALIZACJA METADYNAMICZNA

Metodyka wyznaczania kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej jest podobna, jak dla rekrytalizacji statycznej. Jednak próbki spęczane są do wartości odkształcenia większej niż ε_s . Obrobione wyniki badań plastometrycznych pozwalają wyznaczyć współczynniki następujących równań:

$$X_{md} = 1 - \exp\left[\ln 0,5\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,2}\right] \quad (4a)$$

Tablica 2. Optymalne współczynniki w modelu Sellarsa dla badanej stali uzyskane w wyniku przeprowadzonej optymalizacji

Table 2. Optimum coefficients in Sellars model for investigated steel obtained as a result of optimization

Reologia – σ_0				Q_{def}
A_0	n_0	α_0		
$7,34563 \cdot 10^9$	0,10898	2,70334		389 742,6
Reologia – umocnienie i dynamiczne zdrowienie				
A_{sse}	n_{sse}	α_{sse}	q_1	q_2
$1,6611 \cdot 10^{16}$	6,98599	$5,41445 \cdot 10^{-13}$	0,6913	$6,66096 \cdot 10^{-06}$
Reologia – dynamiczna rekrytalizacja				
A_{ss}	n_{sa}	α_{ss}		
$2,0071 \cdot 10^{18}$	6,6929	$3,29208 \cdot 10^{-03}$		

$$t_{0,5}^{md} = 22,339Z^{-0,8187} \exp\left(\frac{241449}{RT}\right) \quad (4b)$$

$$D_{recmd} = 62,0115Z^{0,0303} \quad (4c)$$

Z uwagi na trudności w dokładnym wyznaczeniu kinetyki, w wielu przypadkach rekrytalizacja metadynamiczna jest pomijana podczas opracowywania modelu rozwoju mikrostruktury.

4.4. ROZROST ZIARNA PO REKRYTALIZACJI

Po zejściu rekrytalizacji statycznej lub metadynamicznej, ziarno austenitu podlega rozrostowi. Ostatnim etapem opracowywania modelu rozwoju mikrostruktury jest wyznaczenie równań kinetyki rozrostu. W tym celu próbki są odkształcane z zastosowaniem parametrów, które stosowano przy opracowywaniu kinetyki rekrytalizacji statycznej lub metadynamicznej. Próbki po odkształceniu wytrzymywane są przez czas $t = t_{0,5}^{st} + \Delta t$ lub $t = t_{0,5}^{md} + \Delta t$, a następnie chłodzone wodą. Czas Δt zmieniany jest w przedziale od 1 s do 60 s. Po zmierzeniu wielkości ziarna, kinetyka rozrostu opisana jest za pomocą następującego równania:

$$D_{roz}^{10} = D_{rec}^{10} + 2,24692 \cdot 10^{28} t \exp\left(-\frac{437000}{RT}\right) \quad (5)$$

5. SYMULACJA NUMERYCZNA PROCESU WALCOWANIA BLACH CIENKICH ZE STALI TYPU CP

Ogólny schemat algorytmu obliczeniowego rozwoju mikrostruktury podczas obróbki cieplno-plastycznej, uwzględniający wzajemne oddziaływanie procesów, pokazano na rysunku 2. Symulowano proces walcowania blach uwzględniając parametry linii walcowniczej podane w tabelicy 3. Prędkość liniowa pasma dla tego

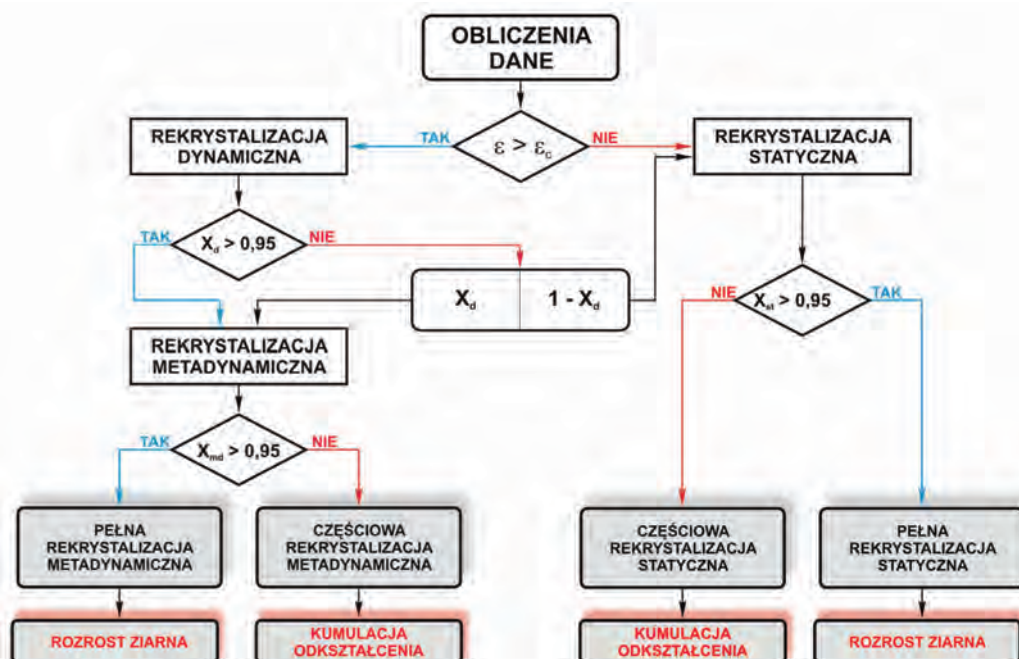
Tablica 3. Schemat procesu walcowania użyty w symulacji numerycznej

Table 3. Diagram of rolling process used in numerical simulation

Lp.	Δt [s]	T [°C]	h_k [mm]
0	–	–	50,00
1	5	1100	40,00
2	5	1080	28,00
3	5	1060	18,50
4	5	1040	14,00
5	12	1020	11,00
6	5	830	9,00
7	5	800	8,00

schematu wynosi 1 m/s, a średnica walców roboczych 550 mm.

Na podstawie wyznaczonych danych przeprowadzono symulację procesu walcowania za pomocą arkusza Excel (opracowanym w arkuszu „procedure makro”). Uzyskane parametry stanowiły dane wejściowe dla symulacji fizycznej, którą przeprowadzono z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800, odkształcając próbki o wymiarach 15×20×35 mm. W tabelicy 4 podano parametry doświadczeń symulacyjnych. Początkowo szybkość chłodzenia pasma z temperatury końca walcowania wynosiła 2°C/s. Przeprowadzono również doświadczenie, w którym pasmo schładzono intensywnie do temperatury 500°C, a następnie wolno chłodzono z szybkością 40°C/h do temperatury otoczenia. W celu określenia zmian wielkości ziarna w analizowanym procesie, po odkształceniu próbkę chłodzono wodą. Ze względu na konieczność przeprowadzenia testów wytrzymałościowych, po odkształceniu niezbędne jest uzyskanie wymaganej wysokości próbki, dlatego wykonano 6 cykli odkształcenia zamiast 7, pomijając trzecie odkształcenie. Po odkształceniu próbki zostały poddane badaniom metalograficznym i wytrzymałościowym. Przykładową strukturę środka próbki poddanej symu-



Rys. 2. Schemat blokowy algorytmu obliczenia rozwoju mikrostruktury w procesie obróbki plastycznej

Fig. 2. Flow chart of algorithm for calculation of microstructure development during plastic working

Tablica 4. Parametry doświadczeń symulacyjnych przeprowadzonych za pomocą symulatora Gleeble 3800
Table 4. Parameters of simulation experiments carried out with Gleeble 3800 machine

Nagrzewanie					
Temperatura nagrzewania [°C]		Szybkość nagrzewania [°C/s]		Czas wygrzewania [s]	
1100		3		60	
Odkształcenie					
Lp.	T_D [°C]	ϵ	$\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	Szybkość chłodzenia [°C/s]	Odstęp czasu Δt między odkształceniami [s]
1.	1100	0,0	2,70	4	5
2.	1080	0,41	3,69	4	10
3.	1040	0,22	4,89	4	5
4.	1020	0,28	5,28	15,83	12
5.	830	0,23	5,48	6	5
6.	800	0,14	4,74	–	–
Chłodzenie					
Wariant	Etap	Zakres temperatur [°C]	Szybkość chłodzenia [°C/s] (czas chłodzenia [s])	Nazwa pliku z danymi	
1	1	800 → 300	2 (250 s)	HP101101.D01, D02 HP101101.D03	
	2	300 → RT	wył. grzania		
2	1	800 → 500	20 (15 s)	HP101102.D01 HP101102.D02	
	2	500 → 460	40°C/h (3600 s)		
	3	460 → RT	wył. grzania		
3	1	800 → RT	chłodzenie wodą	HP101103.d01	

Tablica 5. Wyniki badań wytrzymałościowych próbek odkształconych zgodnie ze schematem podanym w tablicy 4
Table 5. Results of tensile tests of samples deformed according to diagram in Table 4

Oznaczenie	Wymiary próbki		$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{2.5}$ [%]	Z [%]	D_γ [µm]
	d_0 , [mm]	L_0 , [mm]					
HP101101.d01	3,51	7	525	815	8,2	43	5,7
HP101101.d03	3,50	7	594	745	9,0	51	6,1
HP101102.d01	3,51	7	553	747	8,7	56	16,0
HP101102.d02	3,50	7	537	749	8,5	53	18,1
HP101103.d01							16,8

lacji przedstawiono na rysunku 3. Wyniki badań wytrzymałościowych zamieszczono w tablicy 5.

Jak można zauważyć w tych badaniach sposób obróbki cieplnej (wybrano 2 warianty) nie wpływa istotnie na uzyskiwane własności mechaniczne i plastyczne.

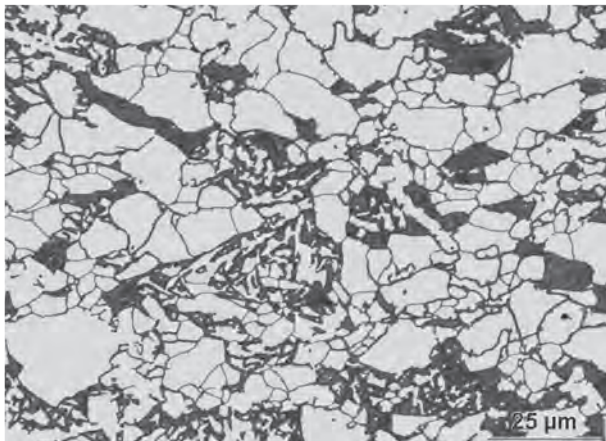
W pierwszym etapie wykonano obliczenia rozwoju mikrostruktury za pomocą makropolecenia napisanego w arkuszu MS Excel. Wyniku obliczeń przedstawiono na rys. 4.

W kolejnym kroku wykonano symulacje linii technologicznej wykorzystując parametry podane w tablicy 4 za pomocą programu FORGE®2008. W obliczeniach przyjęto prędkość obrotową walców (34,72 rpm). Wyniki obliczeń dla 7. przepustu przedstawiono na rysunku 5. W pierwszych 5 krokach następuje pełna rekryształizacja statyczna i rozrost ziarna w przerwie między przepustami, zaś w ostatnich dwóch przepustach zarówno obliczenia przeprowadzone z wykorzystaniem arkusza Excel, jak i program FORGE przewidują częściową rekryształizację austenitu. W wyniku obliczeń otrzymano wielkość ziarna rzędu 14–15 µm. W symulacji fizycznej

wielkość ziarna wyniosła 16,8 µm, co potwierdza dobrą zgodność wyników obliczenia z doświadczeniem.

6. POSUMOWANIE

W oparciu o wyniki badań plastometrycznych przeprowadzonych z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800 opracowano model reologiczny oraz model rozwoju struktury w procesie walcowania blach ze stali typu CP. Model rozwoju struktury opracowano z wykorzystaniem eksperymentów w oparciu o badanie przeprowadzone metodą relaksacji naprężenia. Modele implementowano w postaci makr w arkuszu EXCEL oraz do programu FORGE@2008 i przeprowadzono symulację numeryczną walcowania blachy ze stali CP dla warunków linii LPS. Przeprowadzono również symulację fizyczną procesu walcowania blach z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800. Doświadczenie polegało na zadaniu sekwencji odkształceń ze średnimi parametrami odkształcenia (odkształcenie efektywne, prędkość



HP101101.d01

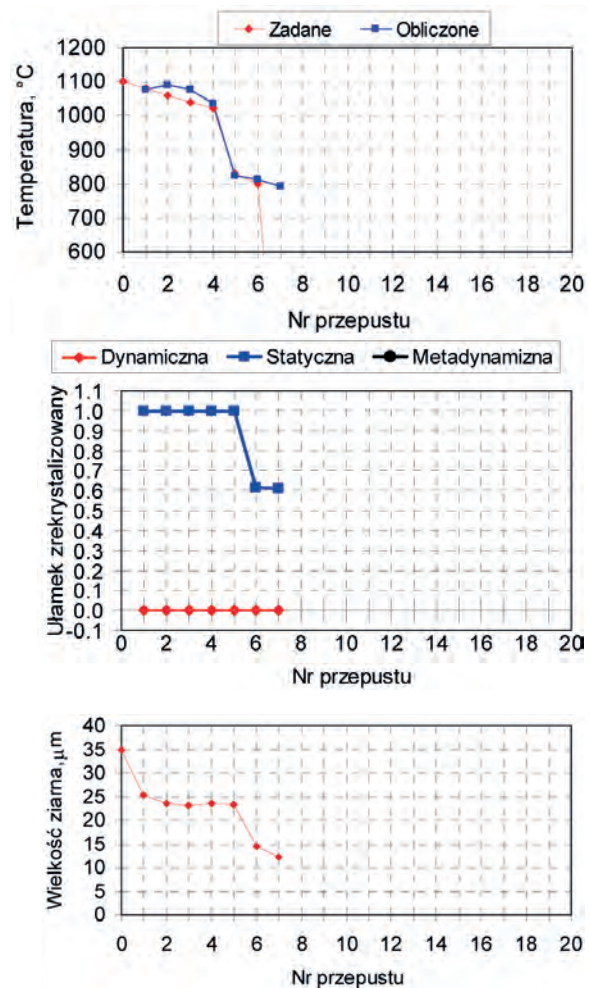


HP101102.d01

Rys. 3. Mikrostruktury środka próbek po symulacjach według warunków podanych w tabelicy 4

Fig. 3. Microstructures in the centre of samples after simulations according to conditions specified in Table 4

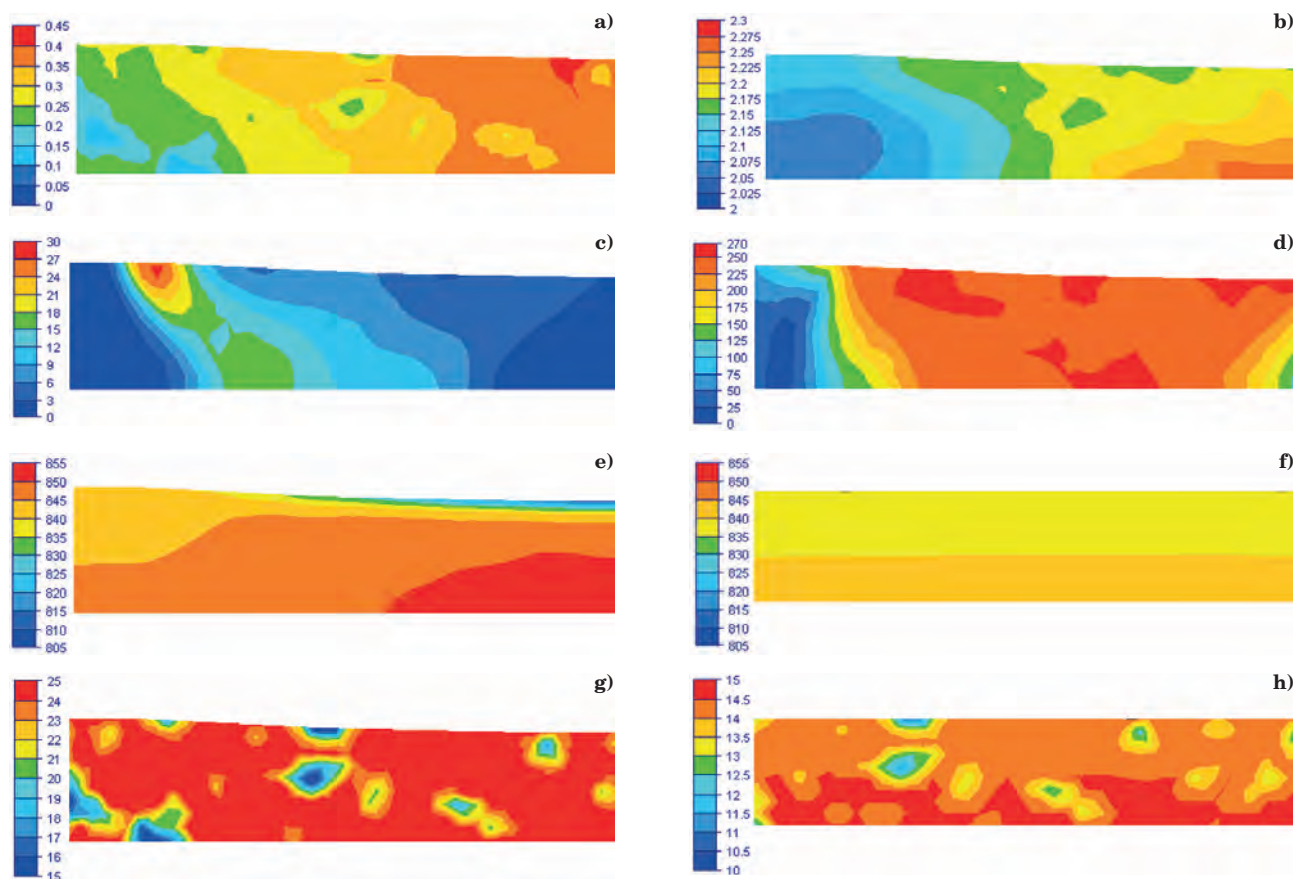
odkształcenia i temperatura) takimi, jak dla walcowania z wykorzystaniem walcarki LPS. Po ostatnim odkształceniu zastosowano chłodzenie wodą. Wyznaczona wielkość ziarna austenitu po tym odkształceniu była zbliżona do wielkości uzyskanej w wyniku symulacji numerycznej, co wskazuje na wysoką dokładność opracowanego modelu rozwoju mikrostruktury.



Rys. 4. Zmiany temperatury i ułamka zrekrytalizowanego obliczone za pomocą programu Excel dla danych podanych w tabelicy 4

Fig. 4. Changes in temperature and recrystallized fraction calculated by Excel for data provided in Table 4

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.



Rys. 5. Rozkład podstawowych parametrów walcowania uzyskanych po walcowaniu w 7. przepuszczeniu i schłodzeniu pasma przez 5 s w przerwie pomiędzy odkształceniami: a) odkształcenie, b) zsumowane odkształcenie, c) prędkość odkształcenia, d) napężenie uplastyczniające, e) temperatura po odkształceniu, f) temperatura po chłodzeniu, g) wielkość ziarna po odkształceniu, h) wielkość ziarna po chłodzeniu

Fig. 5. Distribution of values of the basic rolling parameters obtained after rolling in the 7th pass and cooling the strand for 5 s in the interval between deformations: a) strain, b) total strain, c) strain rate, d) flow stress, e) temperature after deformation, f) temperature after cooling, g) grain size after deformation, h) grain size after cooling

LITERATURA

- Pietrzyk M., Rauch Ł.; *Komputerowy system ekspercki wspomagający projektowanie i realizację półprzemysłowego walcowania na gorąco i obróbkę cieplno-plastyczną blach i prętów*, Seminarium IMŻ, Ustroń, 18-20 kwietnia, 2012.
- Sellars C.M.; in *Hot working and forming processes*, ed. C.M. Sellars, G.J. Davies, 1980, London, The Metals Society, 3.
- Kuziak R.; *Modelowanie zmian struktury i przemian fazowych w procesach obróbki cieplno-plastycznej stali*, Wydawnictwo AKAPIT, Gliwice, 2005 r.
- Pietrzyk M.; *Comp_axi – komputerowy program do symulacji plastometrycznej próby spęczania próbek osiowosymetrycznych*, *Hutnik-Wiadomości Hutnicze*, 60, 1993, 190-197F., Piela A., Pietrzyk M., Kusiak J., Wisła – Jawornik, Akapit, 2003, 207-214.
- Karjalainen L.P., Perttula J.; *Characteristics of Static and Metadynamic Recrystallization and Strain Accumulation in Hot-Deformed Austenite as Revealed by the Stress Relaxation Method*, *ISIJ International*, Vol. 36, 1996.
- Beynon J.H., Sellars C.M.; *Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling*, *ISIJ Int.*, Vol. 32 (1992), No. 3, 359-367.
- Hodgson P.D.; *Mathematical Modelling of Recrystallization Processes during the Hot Rolling of Steel*, PhD dissertation, 1993, University of Queensland.
- Lenard J.G., Pietrzyk M., Cser L.; *Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*, Elsevier, 1999.