

Roman KUZIĄK, Valeriy PIDVYSOTS'KYI, Artur MAZUR, Władysław ZALECKI,

Andrij MILENIN, Maciej PIETRZYK

## ROLA BADAŃ MODELOWYCH W OPRACOWANIU TECHNOLOGII WYTWARZANIA BLACH CIENKICH DO CIĘCIA LASEROWEGO

*Celem projektu było opracowanie technologii wytwarzania blach przeznaczonych do cięcia laserowego z uwzględnieniem składu chemicznego stali, parametrów procesu odlewania i walcowania ze szczególnym uwzględnieniem powstawania naprężeń własnych, spowodowanych odkształceniami termicznymi i zajściem przemian fazowych. W projekcie zrealizowano program badań laboratoryjnych i przemysłowych w celu określenia właściwości badanego materiału, zaś uzyskane wyniki wykorzystano w symulacjach numerycznych procesu walcowania przeprowadzonych z wykorzystaniem opracowanego systemu hybrydowego wspomaganie technologii walcowania. Artykuł skupia się głównie na wynikach badań laboratoryjnych, przeprowadzonych w IMŻ, w aspekcie ich zastosowania w obszarach symulacji fizycznej i numerycznej.*

*Słowa kluczowe:* krzywa płynięcia, wykres OCTPc, naprężenia własne, symulacja

## ROLE OF MODELING INVESTIGATIONS IN THE DEVELOPMENT OF PRODUCTION TECHNOLOGY OF THIN STRIPS FOR LASER CUTTING

*The aim of the project was to develop thin strips rolling technology for laser cutting. The chemical composition of steel, casting and rolling process parameters were accounted for in the investigation with special emphasis on the development of residual stresses connected with thermal dilatations and the occurrence of phase transformations. The scope of the investigations comprised determination of materials' properties by means of laboratory trails and industrial experiments, and the obtained results were used in rolling process simulations using the developed hybrid system. The paper concentrates on the results of the laboratory investigations conducted at IMZ, taking into account their applications in physical and numerical rolling process simulations.*

*Keywords:* flow curve, DCCTc diagram, residual stresses, simulation

### 1. WPROWADZENIE

Jednym z efektów obróbki cieplno-plastycznej jest powstawanie naprężeń własnych w obrabianym materiale. Naprężenia te nie tylko wpływają niekorzystnie na właściwości użytkowe wyrobów, takie jak: odporność na pękanie, korozję itp., ale również ograniczają możliwości zastosowania technologii laserowych do cięcia blach. W celu przeciwdziałania temu, należy kontrolować poziom naprężeń własnych w trakcie wytwarzania blach. Podstawową przyczyną powstawania naprężeń własnych jest zróżnicowanie zmian temperatury w paśmie w trakcie walcowania, a w szczególności podczas chłodzenia laminarnego przed zwinięciem w kręgi. Ograniczone możliwości pomiarowe w linii technologicznej, w zasadzie, wykluczają możliwość analizy

wpływu parametrów technologicznych na poziom naprężeń wewnętrznych. Z tego powodu, do takiej analizy, stosowane są metody symulacji numerycznych. Dokładność uzyskanych wyników z wykorzystaniem metody symulacji numerycznej znacząco jest uzależniona od dokładności, z jaką wyznaczone są parametry materiałowe.

Artykuł przedstawia wyniki badań materiałowych przeprowadzonych w Instytucie Metalurgii Żelaza w projekcie zatytułowanym „Opracowanie zaawansowanej technologii walcowania blach cienkich do cięcia laserowego”. Badania te przeprowadzono za pomocą dylatometru odkształceniowego DIL 805 oraz symulatora Gleeble 3800. W prezentowanym artykule przedstawiono najważniejsze wyniki tych badań z przykładami ich zastosowania w symulacji numerycznej procesu walcowania.

Roman Kuziak (rkuziak@imz.pl), Valeriy Pidvysots'kyy, Artur Mazur, Władysław Zalecki – Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica

Andrij Milenin, Maciej Pietrzyk – Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, Katedra Informatyki Stosowanej i Modelowania

Tabela 1. Skład chemiczny stali S235 (wytop S371)

Table 1. Chemical composition of S235 steel (heat S371)

Wytop	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cr	Ni	Cu	Mo	V	As	O
	min	min	min	min	min	min	min	min	min	min	min	min	min	
	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max	
planowany	0,14	0,35				0,020								
	0,17	0,45	0,030	0,020	0,015	0,060	0,008	0,15	0,15	0,15	0,05	0,02	0,08	
S371	0,16	0,42	0,010	0,009	0,007	0,040	0,0014	0,038	0,02	0,012	<0,005	<0,003		0,0004

## 2. MATERIAŁ, ZAKRES I METODYKA BADAŃ

W niniejszej pracy zaprezentowano wyniki badań przeprowadzonych dla stali w gatunku S235 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1. Jest to podstawowy gatunek stali, z którego w firmie ArcelorMittal Poland wytwarzane są blachy cienkie z przeznaczeniem na elementy cięte z wykorzystaniem metody cięcia laserowego. Należy podkreślić, że metoda ta znajduje coraz szersze zastosowanie.

## 3. WYNIKI BADAŃ I ICH DISKUSJA

W projekcie, zjawiska termo-mechaniczno-strukturalne zachodzące w trakcie walcowania blach cienkich symulowano za pomocą programów autorskich opracowanych w AGH, wykorzystujących metodę elementów skończonych. Wyniki tych symulacji zastosowane zostały do korekty parametrów walcowania definiując jako cel nie tylko uzyskanie pożądanej struktury i właściwości wyrobu, ale również obniżenie poziomu naprężeń własnych. Dokładność wyników obliczeń zależy od dokładności zastosowanych modeli w opisywaniu zjawisk zachodzących w odkształcanym materiale oraz od dokładności modeli materiałowych zastosowanych w obliczeniach.

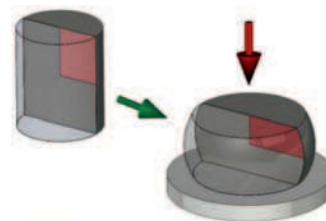
Dla przeprowadzenia symulacji numerycznych procesu walcowania, opracowano matematyczny model zachowania się materiału w trakcie obróbki cieplno-plastycznej. W ramach pracy przeprowadzono badania laboratoryjne w celu opracowania modeli: reologicznego, przemian fazowych i naprężeń własnych. W kolejnych rozdziałach scharakteryzowano opracowane modele oraz przedstawiono przykład symulacji numerycznej z ich wykorzystaniem.

### 3.1. BADANIA MODELOWE

#### 3.1.1. Model rozwoju mikrostruktury i reologii materiału

W celu opracowania modelu reologicznego i rozwoju mikrostruktury przeprowadzono badania plastometryczne z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800. Na rysunku 1 przedstawiono schemat odkształcenia próbki cylindrycznej o wymiarach  $\varnothing 10 \times 12$  mm. Na czerwono zaznaczono reprezentatywny fragment próbki wykorzystany do symulacji numerycznej podczas analizy odwrotnej. Analizę odwrotną przeprowadzono w celu wyeliminowania wpływu tarcia i niejednorodnego rozkładu pola temperatury i prędkości odkształcenia na wartość naprężenia uplastyczniającego [1].

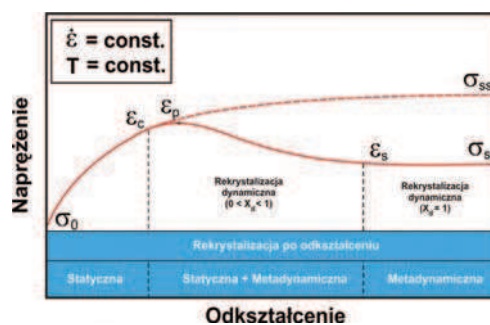
Badania plastometryczne przeprowadzono stosując parametry odkształcenia, którymi charakteryzuje się



Rys. 1. Schemat odkształcenia próbki cylindrycznej w badaniach plastometrycznych z zaznaczeniem części próbki wykorzystanej w obliczeniach numerycznych (na czerwono)

Fig. 1. Deformation scheme of cylindrical sample in plastic tests showing a part of the sample used in numerical calculation (red)

proces walcowania blach na gorąco: temperatura próbki mieściła się w przedziale  $850 \div 1230^\circ\text{C}$ , zaś prędkość odkształcenia w przedziale  $0,1 \div 30 \text{ s}^{-1}$ . Na rysunku 2 przedstawiono schematycznie krzywe naprężenie-odkształcenie oraz zakresy występowania różnych typów rekrytalizacji. Posługując się tym schematem zaprojektowano parametry testów plastometrycznych, których wyniki wykorzystano do opracowania modeli ewolucji struktury. Kinetykę rekrytalizacji dynamicznej wyznaczono bezpośrednio z krzywych naprężenie-odkształcenia, zaś do wyznaczenia kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej wykorzystano metodę relaksacji naprężenia [2]. Do opracowania zależności prognozującej wielkość ziarna po zejściu rekrytalizacji dynamicznej, metadynamicznej i statycznej, oraz kinetyki rozrostu ziarna, przeprowadzono testy z szybkim chłodzeniem próbek wodą po zastosowaniu różnych czasów wytrzymania izotermicznego po odkształceniu. Opracowane modele przedstawiono w tabeli 2.



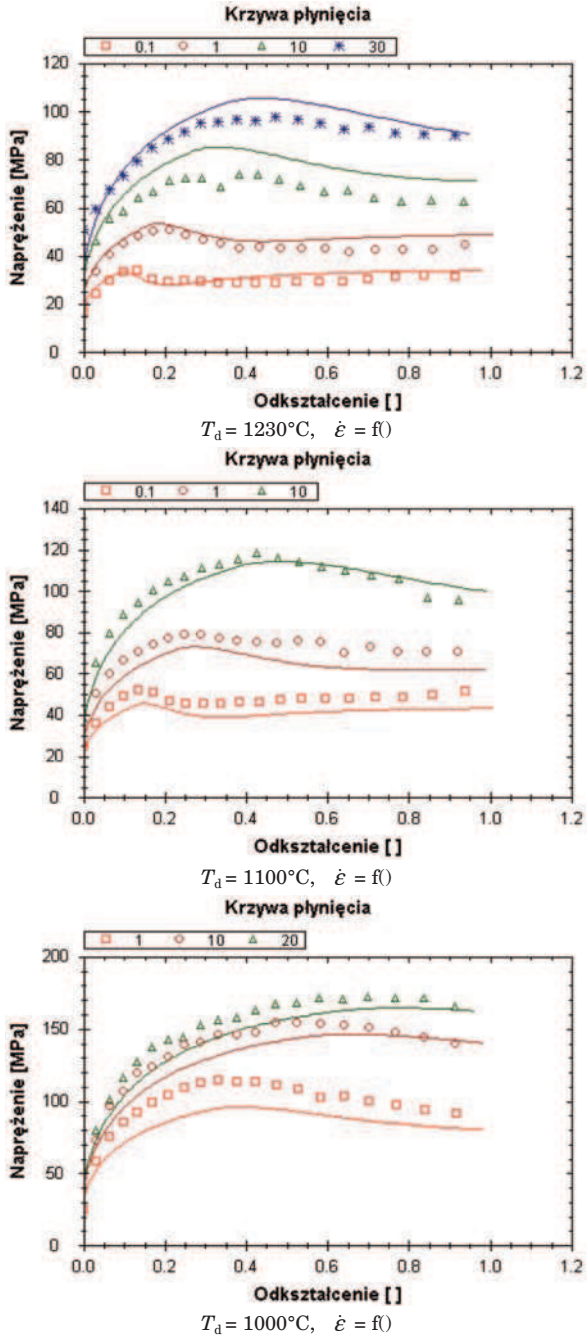
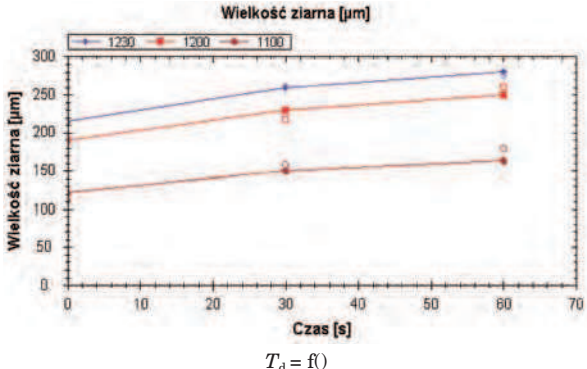
Rys. 2. Zależność rodzaju rekrytalizacji od oporu plastycznego materiału

$\epsilon_c$  – wartość odkształcenia krytycznego, powyżej którego zachodzi proces rekrytalizacji dynamicznej;  
 $\epsilon_p$  – wartość odkształcenia, przy którym naprężenie osiąga wartość maksymalną;  
 $\epsilon_s$  – wartość odkształcenia do osiągnięcia stanu ustalonego;  
 $\sigma_0, \sigma_{sse}, \sigma_{ss}$  – granica plastyczności, maksymalna wartość naprężenia przy braku rekrytalizacji dynamicznej, wartość naprężenia dla stanu ustalonego

Rys. 2. Zależność rodzaju rekrytalizacji od oporu plastycznego materiału

Fig. 2. Dependence of the type of recrystallisation on plastic deformation

Tabela 2. Model reologiczny i rozwoju mikrostruktury  
Table 2. Rheological and microstructure evolution model

Opis modeli	Porównanie dopasowania modelu do danych doświadczalnych
<b>Model reologiczny – Tagerta-Sellarsa [3]</b>	
$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{sse} - \sigma_0) \left[ 1 - \exp\left(-\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_r}\right) \right]^{1/2} - (\sigma_{sse} - \sigma_{ss}) X_{dyn}$ $\sigma_0 = \frac{1}{4,54928 \cdot 10^{-3}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{3,82495 \cdot 10^{22}}\right)^{1/14,5382}$ $\sigma_{ss} = \frac{1}{5,42940 \cdot 10^{-5}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{1,11827 \cdot 10^{21}}\right)^{1/5,49241}$ $\sigma_{sse} = \frac{1}{3,5041 \cdot 10^{-3}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{4,599531 \cdot 10^{10}}\right)^{1/5,97615}$ $Z = \dot{\epsilon} \exp\left[\frac{200436,28}{R(T+273)}\right]$ $\dot{\epsilon}_r = \frac{1}{3,23} [0,69022 + 9,16611 \cdot 10^{-12} (\sigma_{sse})^2]$ $X_{dyn} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}_c}{\dot{\epsilon}_s - \dot{\epsilon}_c}\right)^2\right]$ $\dot{\epsilon}_c = 1,2599 \cdot 10^{-3} \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}^2}\right)^{0,332407}$ $\dot{\epsilon}_s = \dot{\epsilon}_c + \frac{4,18355 \cdot 10^{-3}}{1,98} \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}^2}\right)^{0,500369}$	 <p style="text-align: center;">Krzywa płynięcia <math>T_d = 1230^\circ\text{C}, \dot{\epsilon} = f(\dot{\epsilon})</math></p> <p style="text-align: center;">Krzywa płynięcia <math>T_d = 1100^\circ\text{C}, \dot{\epsilon} = f(\dot{\epsilon})</math></p> <p style="text-align: center;">Krzywa płynięcia <math>T_d = 1000^\circ\text{C}, \dot{\epsilon} = f(\dot{\epsilon})</math></p>
<b>model rozrostu ziarna podczas nagrzewania</b>	
$D_{roz}^{6,4158} = D_0^{6,4158} + 4,9202 \cdot 10^{29} t \exp\left[-\frac{456089,33}{R(T+273)}\right]$	 <p style="text-align: center;">Wielkość ziarna [µm] <math>T_d = f(t)</math></p>

model rekrytalizacji dynamicznej	
$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-1,2817\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_s - \varepsilon_c}\right)^{1,5347}\right]$ $\varepsilon_c = 0,866\varepsilon_p, \quad \varepsilon_p = 7,3691 \cdot 10^{-4} D_0^{0,3236} Z^{0,2335}$ $\varepsilon_s = 5,7524 \cdot 10^{-4} D_0^{0,3041} Z^{0,2916}$ $D_{rec_{dyn}} = 891,49Z^{-0,12605}$	<p style="text-align: center;"><math>\varepsilon_p, D_0 = f(Z)</math></p>
model rekrytalizacji statycznej	
$X_t = 1 - \exp\left[\ln(0,5)\left(\frac{t}{t_{0,5}^{st}}\right)^{1,25877}\right]$ $t_{0,5}^{st} = 3,08863 \cdot 10^{-14} \varepsilon^{-2,48797} \dot{\varepsilon}^{-0,16754} D_0^{2,48336} \exp\left[\frac{136082,7}{R(T+273)}\right]$ $D_{rec_{st}} = 413,325 \varepsilon^{-0,22881} \dot{\varepsilon}^{-0,01968} D_0^{0,10469} \exp\left[-\frac{26582,69}{R(T+273)}\right]$	<p style="text-align: center;"><math>D_0 = 260,96 \mu\text{m}, T_d = 1000^\circ\text{C}, \dot{\varepsilon} = 1, \varepsilon = f(t)</math></p>
model rozrostu ziarna po rekrytalizacji statycznej	
$D_{roz}^{s,0} = D_0^{s,0} + 2,98101 \cdot 10^{33} t \exp\left[-\frac{251645,92}{R(T+273)}\right]$	<p style="text-align: center;"><math>D_0 = f(t)</math></p>

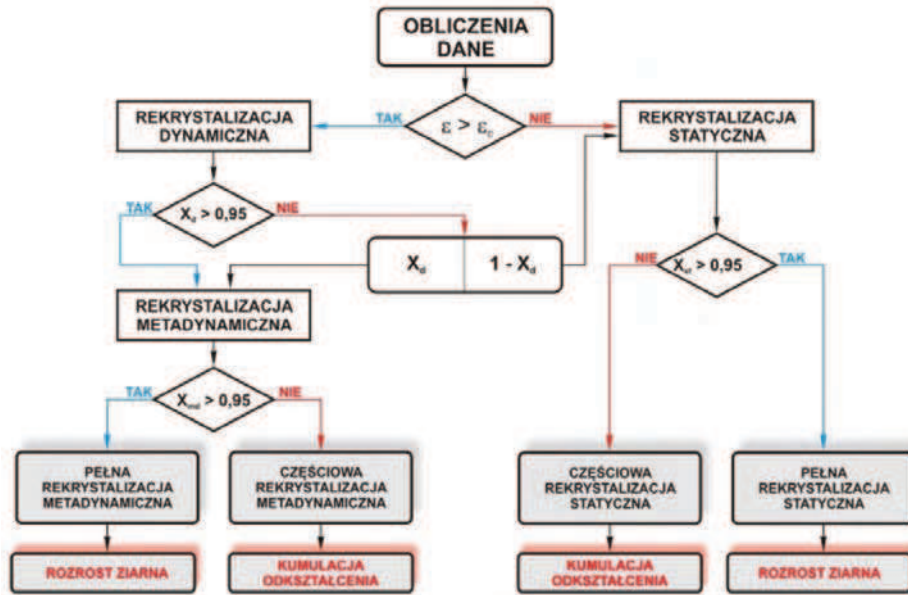
Modele scharakteryzowane w tabeli 2 wykorzystano w projekcie do przeprowadzenia numerycznych symulacji procesu walcowania blach. Algorytm obliczeniowy zastosowany w obliczeniach, przedstawiono na rysunku 3.

Szczegóły metodyczne symulacji numerycznej procesu walcowania z uwzględnieniem schematu na rysunku 3 przedstawiono w publikacjach autorów [4, 5].

### 3.1.2. Model przemian fazowych

Jedną z przyczyn powstawania naprężeń resztkowych są zmiany objętości materiału związane z przemianami fazowymi. W celu określenia kinetyki przemian

fazowych przeprowadzono badania dylatometryczne, w których próbki o wymiarach  $\varnothing 5 \times 10$  mm, po wstępnym odkształceniu, chłodzono ze zróżnicowaną szybkością. Badania wykonane zostały z wykorzystaniem dylatometru DIL 805 A/D. Schemat odkształcenia zastosowany w badaniach przedstawiono na rysunku 4. Po wyznaczeniu temperatur rozpoczęcia i zakończenia przemian fazowych oraz ułamka faz w strukturze próbek dylatometrycznych po przeprowadzonych testach opracowano model przemian fazowych. W tabeli 3 przedstawiono opracowane równania na kinetykę przemiany ferrytycznej, perlitycznej, bainitycznej i martenzytycznej dla stali S235. Na rysunku 5 przedstawiono

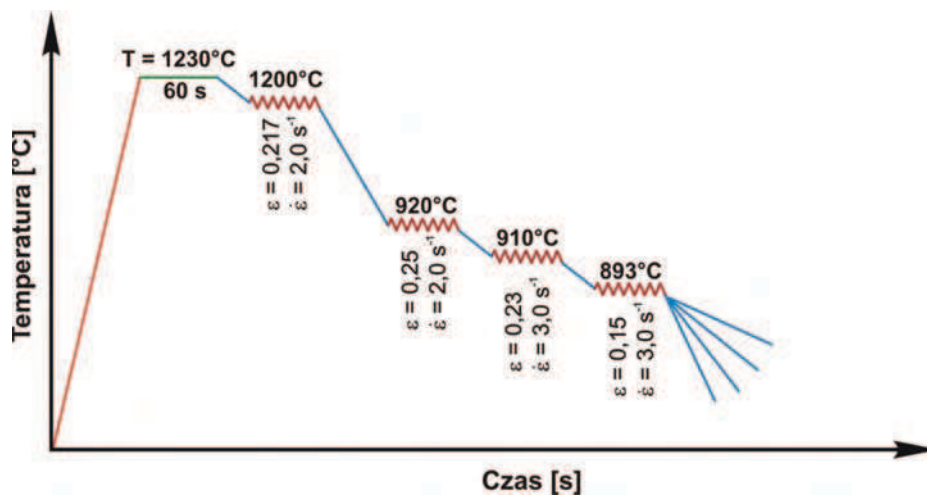


Rys. 3. Algorytm obliczeń zmian struktury austenitu zastosowany w symulacjach numerycznych procesu walcowania blach  
 Fig. 3. Algorithm for numerical simulations of strip rolling process

Tabela 3. Model przemian fazowych dla stali S235 [6]

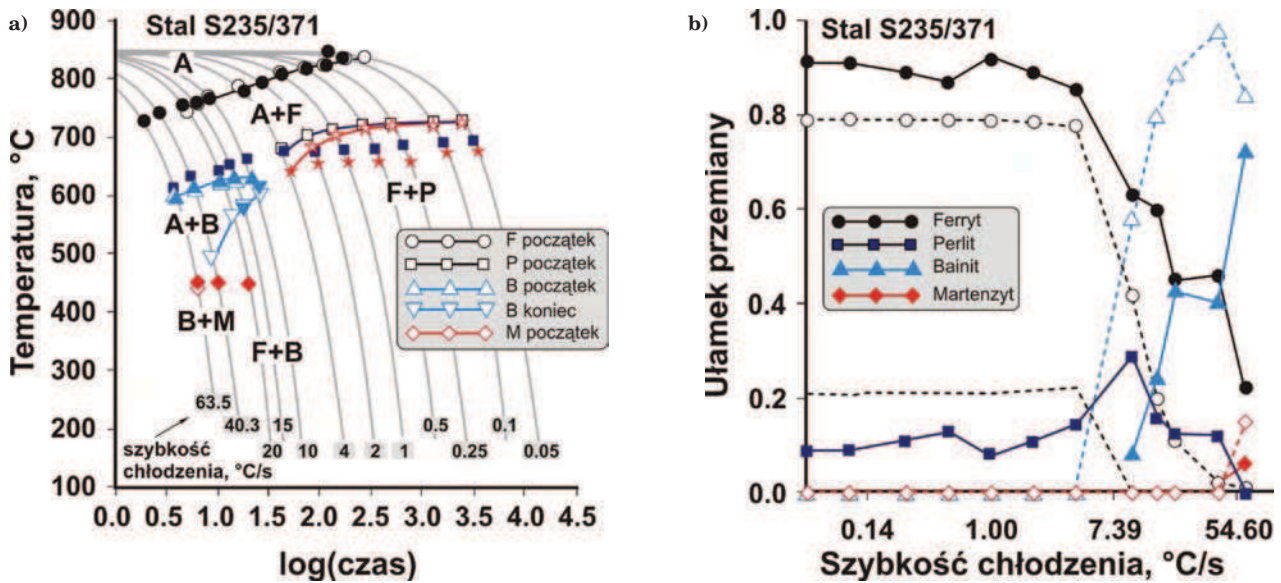
Table 3. Phase transformation model for S235 steel [6]

Ułamek przemiany	
$X = 1 - \exp(-kt^n)$	
Przemiana ferrytyczna	Przemiana perlityczna
$k_f = k_{\max} \exp\left[-\left(\frac{T - T_{\text{nose}}}{9,339}\right)^{1,012}\right]$ $T_{\text{nose}} = A_{e_s} + \frac{400}{D_\gamma} - 98,2$ $k_{\max} = \frac{0,844}{D_\gamma}$	$k_p = \frac{0,036}{D_\gamma^{0,023}} \exp(0,617 - 0,0167T)$ $\tau_p = \frac{3,94}{(A_{c_1} - T)^{0,0027}} \exp\left[\frac{6000}{R(T + 273)}\right]$
Przemiana bainityczna	Przemiana martenzytyczna
$B_s = a_{20} - 425 [C] - 42,5 [Mn] - 31,5 [Ni]$ $k_b = 1,908 \exp(0,0879 - 0,295T)$ $\tau_b = \frac{106,3}{(726,1 - T)^{2,793}} \exp\left[\frac{57570}{R(T + 273)}\right]$	$M_s = 530,2 - 548c_\gamma$ $F_m = (1 - F_f - F_p - F_b) \{1 - \exp[-0,011(M_s - T)]\}$



Rys. 4. Wybrany schemat odkształcenia w badaniach dylatometrycznych

Fig. 4. Selected regime of deformation in dilatometer tests



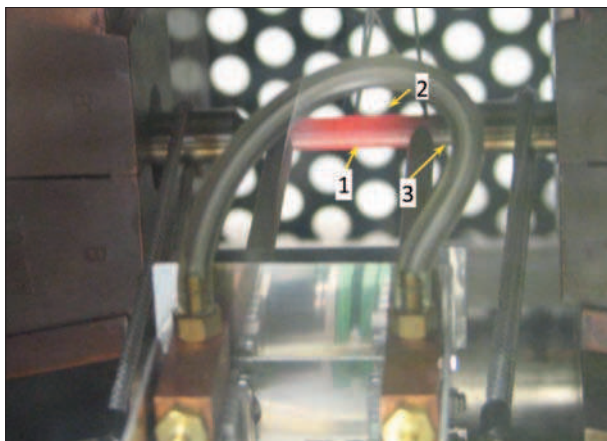
Rys. 5. Porównanie temperatur rozpoczęcia i zakończenia przemiany (a) oraz udziałów przemiany (b) przewidywanych modelem z danymi pomiarowymi

Fig. 5. Comparison of the predictions of the optimised model with measurements for the transformation start and end temperatures (a) and volume fractions of phases (b)

porównanie wyników przewidywań temperatur początku i końca przemian fazowych z wynikami pomiarów dylatometrycznych (wykres CTP).

### 3.1.3. Model naprężeń własnych

W celu wyznaczenia naprężeń własnych wykonano badania z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej Zwick Roell, w których rozciągano próbkę do wartości odkształcenia ok. 2%. Po osiągnięciu założonego poziomu odkształcenia utrzymywano położenie narzędzia. W tym czasie rejestrowano zmianę naprężenia w funkcji czasu. Do badań wytypowano temperatury odkształceń: 20, 400, 500, 600, 700, 800, 900, 1000, 1100, 1200°C. Badania na maszynie wytrzymałościowej charakteryzują się równomiernym rozkładem temperatury w próbce, ponieważ rozciąganie odbywa się w piecu z kontrolą temperatury w trzech strefach. W zakresie temperatur, w których opór plastyczny materiału był zbyt niski, końcówki ekstensometru ślizgały się po próbce. Z tego powodu eksperymenty w wysokich tem-



Rys. 6. Zdjęcie próbki w trakcie nagrzewania na symulatorze Gleeble 3800: 1 – próbka; 2 – termopara; 3 – końcówki ekstensometru.

Fig. 6. Picture of the sample during heating in Gleeble 3800: 1 – sample; 2 – thermocouple; 3 – the extensometer

peraturach nie były możliwe do realizacji na maszynie wytrzymałościowej. Dalszą część badań kontynuowano z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800 z zastosowaniem takiego samego odkształcenia. W odróżnieniu od maszyny wytrzymałościowej w symulatorze Gleeble stosuje się grzanie oporowe, przez co w próbce występuje duży gradient temperatury.

W oparciu o wyniki badań opracowano mechaniczny model sprężysto-plastyczny materiału, scharakteryzowany poglądowo na rysunku 7. Matematyczny model ten opisany jest następującymi równaniami:

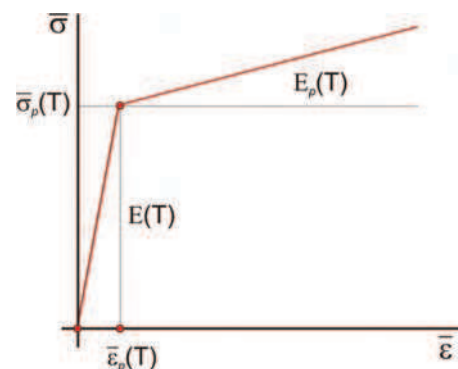
$$\bar{\sigma}(T, \bar{\varepsilon}) = R(T) \bar{\varepsilon} \quad \text{for } \bar{\varepsilon} \leq \bar{\varepsilon}_p(T) \quad (1)$$

$$\bar{\sigma}(T, \bar{\varepsilon}) = \bar{\sigma}_p(T) + E_p(T) \left[ \bar{\varepsilon} - \frac{\bar{\sigma}_p(T)}{E(T)} \right] \quad \text{for } \bar{\varepsilon} > \bar{\varepsilon}_p(T) \quad (2)$$

$$\bar{\varepsilon}_p(T) = \frac{\bar{\sigma}_p(T)}{E(T)} \quad (3)$$

gdzie:

- $\bar{\varepsilon}$  – efektywne odkształcenie,
- $\bar{\varepsilon}_p(T)$  – granica plastyczności,
- $E_p(T)$  – moduł plastyczności,
- $\bar{\sigma}_p(T)$  – naprężenie uplastyczniające,
- $E(T)$  – moduł Younga.



Rys. 7. Schemat reprezentujący model sprężysto-plastyczny materiału

Fig. 7. Schematic representation of elastic-plastic material model

Według równań (1)-(3), materiał można scharakteryzować trzema parametrami uzależnionymi od temperatury:  $E(T)$ ,  $\sigma_p(T)$  oraz  $E_p(T)$ . Wartości tych parametrów zostały opisane następującymi zależnościami:

$$E = 209000 \exp(-0,934\theta)(1 - 0,8897\theta^3) \quad (4)$$

$$\sigma_p = 229,2 \exp(-\theta)(1 - 0,8249\theta^3) \quad (5)$$

$$E_p = 677,3 \exp(-0,01481\theta) \cdot (1 + 49\theta - 114,5\theta^2 + 66,23\theta^3) \quad (6)$$

$$\theta = \frac{T - 35}{1000} \quad (7)$$

Aby uwzględnić zjawisko relaksacji wykorzystano teorię pełzania, według której prędkość odkształcenia pełzania  $\dot{\xi}_c$  można wyznaczyć z równania:

$$\dot{\xi}_c = B(T)\sigma^{n(T)} \quad (8)$$

gdzie parametry  $B$  i  $n$  są parametrami modelu i wyznaczono je w oparciu o empiryczne równania:

$$n(T) = 0,00004T + 3,7545 \quad (9)$$

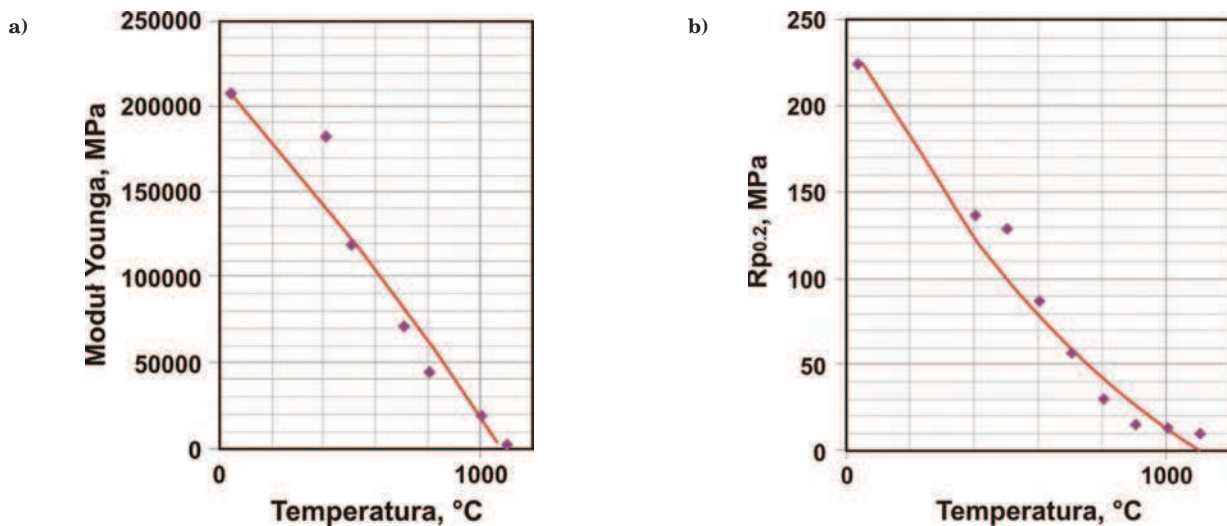
$$B(T) = 1,332e - 8 \exp(0,0196T) \quad (10)$$

Na rysunkach 8 i 9 przedstawiono porównanie dopasowania modelu do danych pomiarowych, uzyskanych w badaniach doświadczalnych.

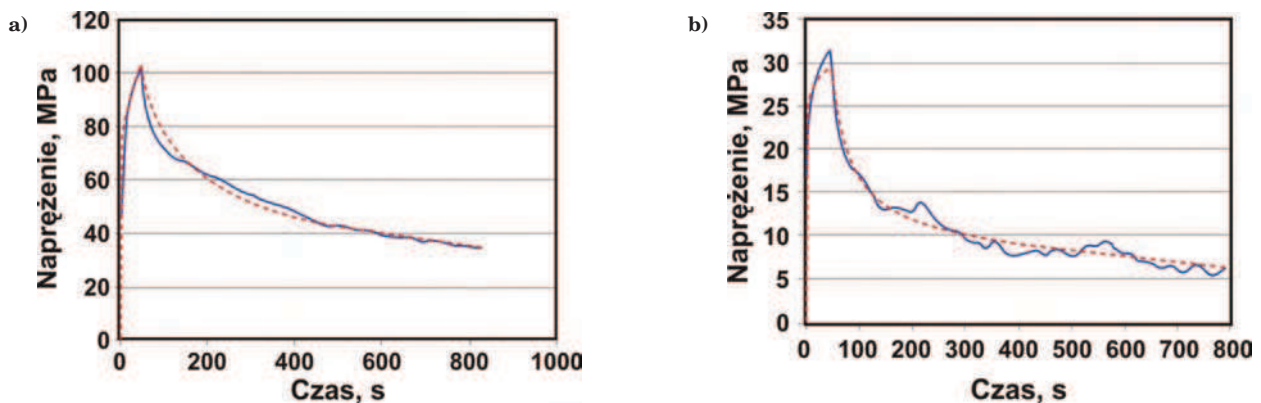
### 3.2. SYMULACJA NUMERYCZNA PROCESU CHŁODZENIA BLACHY

W ramach projektu, z zastosowaniem metody elementów skończonych, został opracowany model do symulacji procesu walcowania wraz z chłodzeniem blachy w kręgu (wykorzystywanym w systemie hybrydowym). Opracowany model uwzględnia dwa zjawiska zachodzące podczas chłodzenia. Pierwsza część modelu, oparta na równaniu Fouriera, opisuje ciepło odkształcenia i przemian fazowych dla poprzecznego przekroju walcowanego pasma. Druga wykorzystuje równanie Fouriera w cylindrycznym układzie współrzędnych z uwzględnieniem warstwy powietrza pomiędzy poszczególnymi zwojami blachy. Dokładny opis modelu temperaturowego przedstawiono w pracy [6].

Opracowany model opisuje przebieg procesu chłodzenia, uwzględniając kolejne nawijane zwoje, a tym samym, zmienne warunki brzegowe panujące w rzeczywistym procesie. Symulację numeryczną przeprowadzono dla procesu zwijania blachy o grubości 4 mm przy temperaturze powierzchni 625°C po zastosowaniu laminarnego chłodzenia. Długość uzyskanego pasma, w wyniku walcowania, wyniosła 326 m, a szerokość około 1,5 m. Na rysunku 10 przedstawiono wynik sy-



Rys. 8. Parametry modelu sprężysto-plastycznego materiału dla stali S235: a) modułu Younga, b) granica plastyczności  
Fig. 8. Parameters of elastic-plastic model for S235 steel: a) Young modulus, b) flow stress



Rys. 9. Zmiany napężenia w funkcji czasu po odkształceniu w temperaturze: (a)  $T = 600^\circ\text{C}$ ; (b)  $T = 900^\circ\text{C}$ ; obliczone z zastosowaniem modelu naprężeń własnych - linia przerywana, badania doświadczalne - linia ciągła

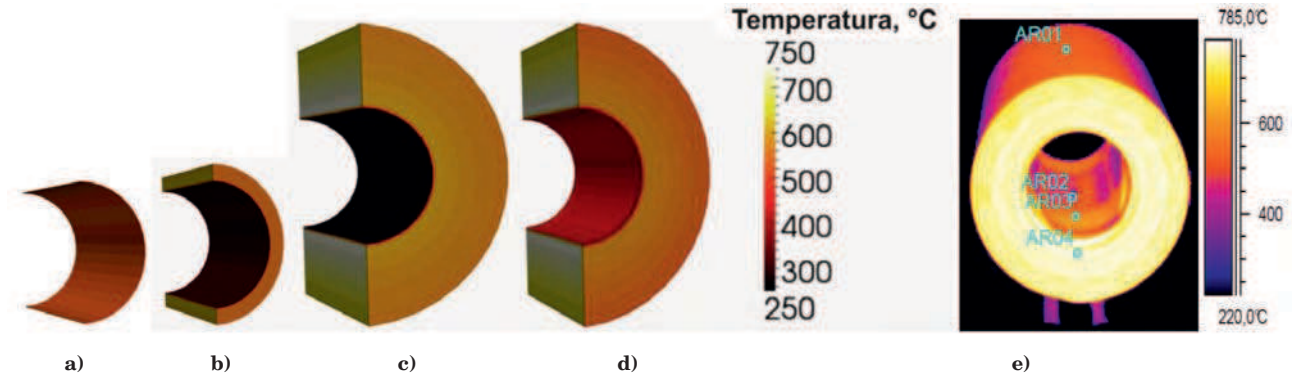
Fig. 9. Variations of flow stress as function of time after deformation at temperature: (a)  $T = 600^\circ\text{C}$ ; (b)  $T = 900^\circ\text{C}$ ; calculated with developed model of residual stresses - dotted line; measurement - solid line

mulacji procesu zwijania blachy w krąg z uwzględnieniem kolejnych zwojów oraz porównanie wyników symulacji z pomiarem temperatury kręgu za pomocą kamery termowizyjnej FLIR SC660.

Na rysunku 11 przedstawiono wyniki obliczeń zmiany temperatury w wybranych punktach kręgu. Wyniki te wykorzystano do przeprowadzenia symulacji fizycz-

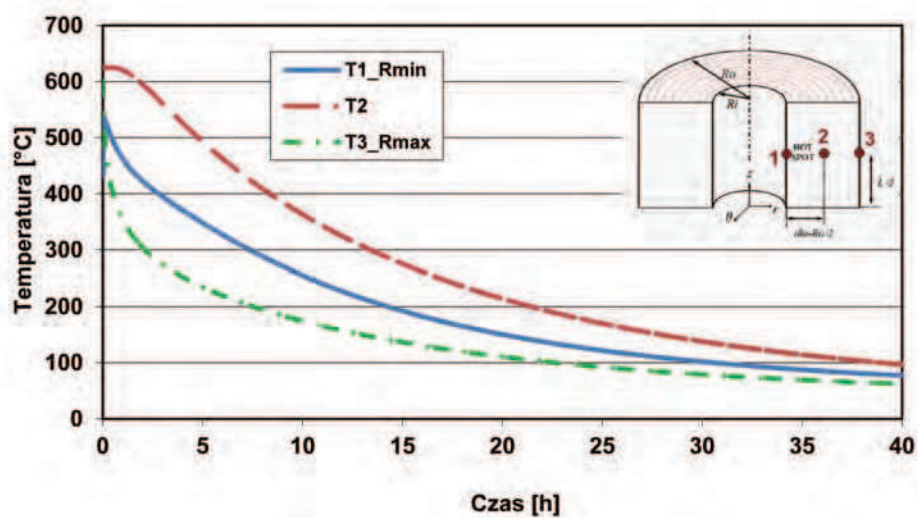
nej procesu walcowania z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800.

Na rysunku 12 przedstawiono zastosowany schemat obróbki cieplno-plastycznej, symulującej walcowanie blach oraz sposób pobierania prób do przeprowadzenia statycznej próby rozciągania (Rys. 13).



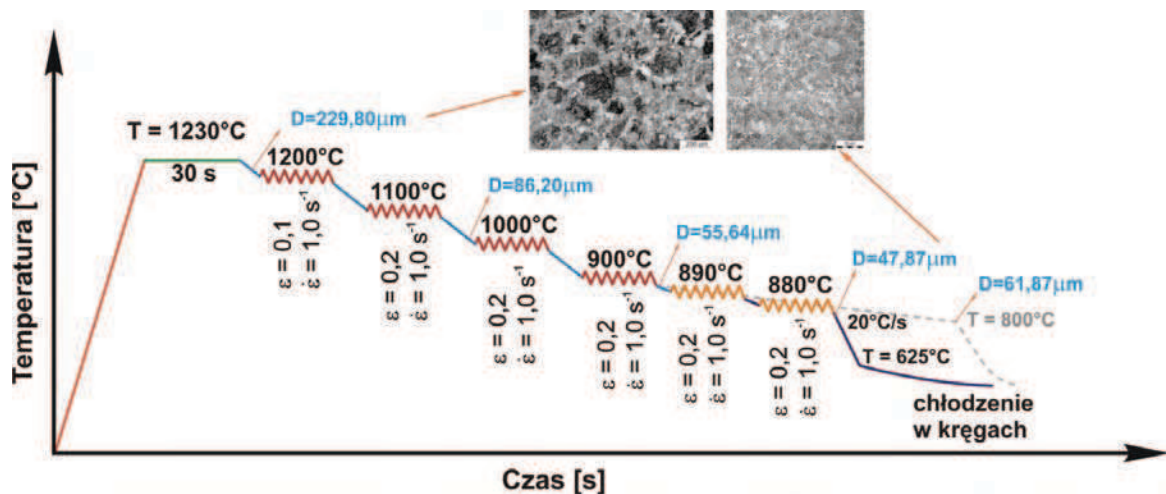
Rys. 10. Wyniki symulacji chłodzenia kręgu w procesie zwijania (a-c), transportowania do chłodni (d) oraz analizy termograficznej kręgu po zwijaniu (e)

Fig. 10. Results of the simulation of coil cooling in the process of rolling (a-c) transportation to the cooler (d) and thermographic analysis of the coil after rolling (e)



Rys. 11. Wynik symulacji chłodzenia blachy w kręgu

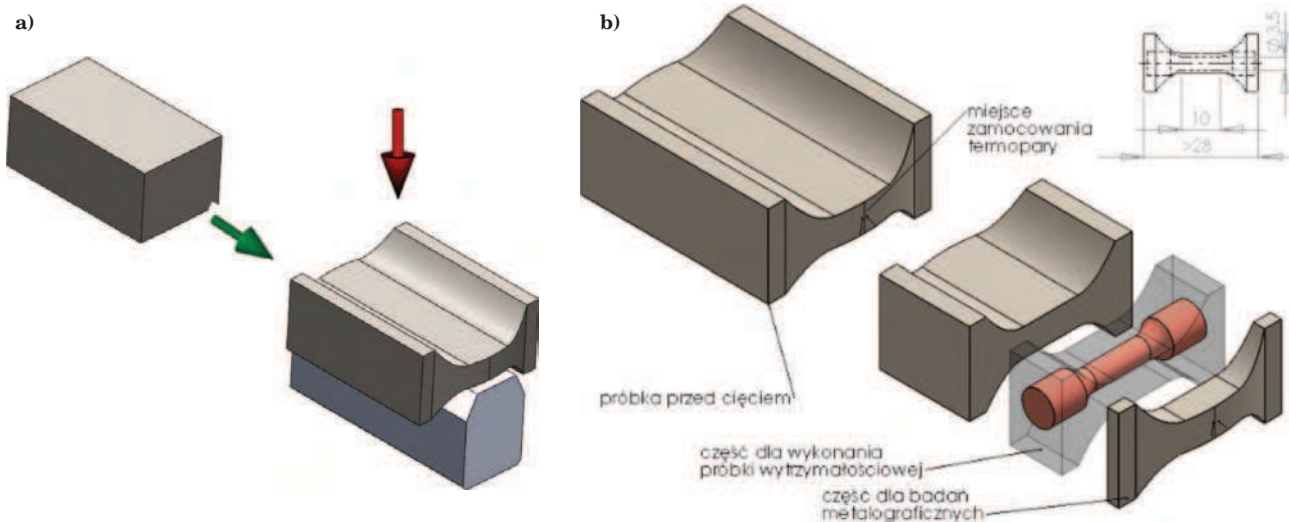
Fig. 11. Result of the simulations of cooling of the metal sheet in the coil



Rys. 12. Schemat obróbki cieplno-plastycznej, zastosowany do symulacji fizycznej walcowania blach

Fig. 12. Thermo-mechanical cycle applied in the physical simulation of strip rolling process





Rys. 13. Schemat odkształcenia próbki w płaskim stanie odkształcenia (a) i miejsce do wykonania próbki wytrzymałościowej (b)

Fig. 13. Schematic picture showing the deformation process in Gleeble Simulator of a flat strain sample (a) and the extraction of samples for the measurement of mechanical properties (b)

Tabela 4. Wyniki badań wytrzymałościowych dla badań laboratoryjnych

Table 4. The results of strength tests for laboratory tests

Punkt w kręgu	$R_{p0.2}$	$R_m$	$A$	$Z$
	MPa	MPa	%	%
2	278	422	41,9	68,8
3	290	441	38,9	68,4

Tabela 5. Wyniki badań wytrzymałościowych dla badań przemysłowych

Table 5. Results of strength tests for industrial research

Uśredniona wartość dla wszystkich prób	$R_e$	$R_m$	$A$
	MPa	MPa	%
	290	405	35,2



Rys. 14. Zdjęcie struktury uzyskanej w badanej próbce chłodzonej według wyników symulacji procesu chłodzenia blachy w kręgu

Fig. 14. Structure obtained in the tested sample cooled according to the results of numerical simulation of sheet cooling in the coil

Wyniki badań z próby wytrzymałościowej przedstawiono w tabeli 4. Porównując je z uśrednionymi wynikami wyznaczonymi ze wszystkich pomiarów dla gatunku stali S235JR+N przedstawionych w tabeli 5, można stwierdzić zadowalającą zgodność.

Większe rozbieżności między wynikami uzyskanymi z symulacji fizycznej w porównaniu do rzeczywistego procesu obserwuje się dla wytrzymałości na rozciąganie. Spowodowane jest to występowaniem struktury ferrytu Widmanstättena w próbkach po symulacji fizycznej (Rys. 14). Przyczyną utworzenia się w strukturze tej formy ferrytu było stosunkowo duże ziarno austenitu, około 50  $\mu\text{m}$ , po zastosowanym schemacie odkształceń. Mniejsze wymiary ziarna austenitu można uzyskać stosując większe sumaryczne odkształcenie, jednak wtedy, niemożliwe byłoby wykonanie próby rozciągania, z uwagi na małą grubość próbki.

### 3.3. PODSUMOWANIE

W takiej realizacji projektu przeprowadzono cykl badań laboratoryjnych obejmujących: próby plastometryczne, testy dylatometryczne, pomiary właściwości wytrzymałościowych oraz badania metalograficzne, w tym ilościową analizę struktury. W oparciu o wyniki badań opracowano modele materiałowe dla stali w gatunku S235:

- model reologiczny;
- model rozwoju mikrostruktury;
- model przemian fazowych;
- model naprężeń własnych.

Ponadto, w badaniach przemysłowych przeprowadzono pomiary rozkładu temperatury w paśmie po walcowaniu i zwijaniu w krąg.

Opracowane modele materiałowe implementowano w komputerowym systemie hybrydowym, opracowanym w AGH, do symulacji numerycznej procesu walcowania. Najważniejszym, dla projektu wynikiem symulacji numerycznej jest rozkład naprężeń w paśmie na kolejnych etapach produkcji.

*Wyniki prezentowane w niniejszej pracy zostały uzyskane w ramach projektu: nr umowy PBS1/B5/21/2013, dofinansowanego przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju.*

## LITERATURA

1. Szeliga D., Pietrzyk M., Identification of Rheological and Tribological Parameters, chapter in the book *Metal Forming Science and Practice*, ed., Lenard J.G., Elsevier Science Ltd., Amsterdam, 2002, 227-258
2. 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, 729-736, 1996
3. Kowalski, B., Sellars, C.M., Pietrzyk, M., Development of a computer code for the interpretation of results of hot plane strain compression tests, *ISIJ Int.*, 40, 1230-1236.
4. Kuziak R., Pidvysots'kyi V., Zalecki W., Molenda R., Łapczyński Z., Symulacja numeryczna i symulacja fizyczna w skali laboratoryjnej zmian mikrostruktury austenitu w procesie walcowania blach ze stali konstrukcyjnej wielofazowej, *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, t. 64, 2012, nr 1, 17-23
5. Pidvysotsky V., Adamczyk M., Kuziak R., Pietrzyk M., Fizyczne i numeryczne modelowanie procesu walcowania blach ze stali IF, *Proc. Conf. Walcownictwo 2005*, eds, A. Nowakowski, S. Turczyn, Z. Kuźmiński, W. Madej, Ustroń, 2005, 41-48
6. Milenin A., Kustra P., Kuziak R., Pietrzyk M., Model of residual stresses in hot-rolled strips with taking into account the relaxation process and phase transformation, in: *11<sup>th</sup> Int. Conf. on Technology of Plasticity, ICTP 2014, Nagoya, Procedia Engineering*, 81, 2014, 108-113