

Władysław ZALECKI, Jarosław OPARA, Valery PIDVYSOTS'KYY,
Andrzej WROŻYNA, Krzysztof RADWAŃSKI

Institut Metalurgii Żelaza

OPRACOWANIE MODELI ROZWOJU MIKROSTRUKTURY I KINETYKI PRZEMIAN FAZOWYCH W WYROBACH PŁASKICH I DŁUGICH ZE STALI BAINITYCZNYCH

Celem pracy było opracowanie narzędzi wspomagających budowę modelu reologicznego, zmian mikrostruktury oraz przemian fazowych. Przeprowadzono badania dylatometryczne, plastometryczne oraz metalograficzne wybranych stali bainitycznych przeznaczonych na wyroby długie i płaskie. Zbudowano oprogramowanie wspomagające opracowywanie matematycznych modeli reologicznego, rozwoju mikrostruktury i przemian fazowych. Na podstawie zebranych danych doświadczalnych opracowano model reologiczny i rozwoju mikrostruktury, a także zweryfikowano działanie programu służącego do opracowania modelu przemian fazowych dla wybranych stali bainitycznych.

Słowa kluczowe: stal DP, stal CP, przemiana fazowa, dylatometria, modelowanie matematyczne

DEVELOPMENT OF MATHEMATICAL MODELS OF MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND PHASE TRANSFORMATION KINETICS IN FLAT AND LONG BAINITIC STEEL PRODUCTS

The aim of the work was to build computer aided tools for development of rheological, microstructure evolution and phase transformation mathematical models. Experimental studies of some bainitic steels for flat and long products comprised: dilatometry, plastometric tests, as well as metallography. Software was built for development of mathematical models: rheological, microstructure evolution, and phase transformation. Experimental verification of the software was carried out. For selected bainitic steels rheological and microstructure evolution models were developed.

Key words: DP steel, CP steel, phase transformation, dilatometry, mathematical modeling

1. WPROWADZENIE

W Instytucie przeprowadzane już były liczne badania dylatometryczne i plastometryczne stali bainitycznych. Zebrano sporo danych doświadczalnych, a przy tym získano duże doświadczenie w zakresie badania tych stali. Od kilku lat, we współpracy z AGH, konsekwentnie rozszerzana jest również baza programów analitycznych. W roku 2012 zbudowano pierwszy własny program „ReoMicro” umożliwiający opracowanie modeli reologicznych z rozwojem mikrostruktury oraz programy „KMFPT” i „IMZ CCT-creator”. Pierwszy przygotowuje plik wsadowy dla potrzeb drugiego, a ten zaś pozwala na poszukiwanie parametrów modeli opisujących przebieg przemian fazowych. Nie zawsze jednak zastosowanie dostępnych w Instytucie programów skutkuje uzyskaniem poprawnych wyników. O ile programy umożliwiają uzyskanie dobrego dopasowania temperaturowych zakresów przemian fazowych, o tyle poważne rozbieżności występują w zakresie obliczania udziałów objętościowych bainitu i martenzytu. W pracy [1, 2] podjęto próbę znalezienia źródeł błędów. Analiza potencjalnych czynników mogących wpłynąć na obliczany udział bainitu pokazuje, że już na etapie

analizy dylatometrycznej należy wyróżnić tworzenie innych postaci tej fazy [3, 4]. Drugi możliwy czynnik to odstępstwo od liniowego przebiegu chłodzenia podczas przemiany bainitycznej, a zwłaszcza perlitycznej.

Celem projektu było rozbudowanie własnego oprogramowania do ilościowego opisu przemian fazowych o różne modele przemiany bainitycznej i/lub wprowadzenie możliwości zmiany „ścieżki chłodzenia” z liniowej na rzeczywistą – zarejestrowaną podczas doświadczenia.

W toku prac nad oprogramowaniem powstał wstępny model reologiczny i zmian mikrostruktury dla wybranych stali bainitycznych.

2. MATERIAŁ, ZAKRES I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań w niniejszej pracy były trzy gatunki stali. Skład chemiczny przedstawiono w tabeli 1. Dla stali S1010 przeprowadzono badania dylatometryczne, które ujawniły wysterowanie krzywej schodkowej w zakresie przemiany bainitycznej. Zebrane dane posłużyły do przeprowadzenia rozdzielenia przemian

Tabela 1. Skład chemiczny badanych wytopów, % wag.

Table 1. Chemical composition of tested heats, %wt

Stal	C	Si	Mn	P max	S max	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al _{met.}	Cu	N
S1010	0,037	0,40	0,99	0,008	0,008	2,40	1,98	0,29	0,20	0,00	0,005	1,50	0,012
S369	0,23	0,98	1,52	0,01	0,14	1,51	0,07	0,14	-	-		0,01	0,009
S85	0,09	0,41	1,55	0,011	0,011	0,32	0,22	-	-	0,13	0,045	0,22	

z wykorzystaniem modułu analizy pików w programie Origin Pro ver.8.5.1.

Dla stali S369, z której produkowane są wyroby długie, opracowano modele reologiczny i ewolucji mikrostruktury, a dane zebrane w toku badań dylatometrycznych stali S85 posłużyły do weryfikacji modeli przemian fazowych.

Zakres badań obejmował:

- Przeprowadzenie analiz wyników badań dylatometrycznych dla wybranych stali bainitycznych, w tym wyznaczenie temperatur krytycznych podczas chłodzenia, także dla różnych postaci bainitu.
- Badania metalograficzne ewolucji mikrostruktury, w tym ilościową ocenę parametrów struktury (wielkości ziarna i udziałów objętościowych składników fazowych oraz udziału składników zrekrystalizowanych itp.).
- Opracowanie modułów „reologicznego” i strukturalnego, umożliwiających przeprowadzenie obróbki danych plastometrycznych.
- Opracowanie modułu przemian fazowych, pozwalającego na obróbkę danych plastometrycznych i identyfikację współczynników wybranego modelu przemian fazowych.
- Weryfikację działania opracowanego programu.

W celu opracowania modelu reologicznego wykonano badania plastometryczne z wykorzystaniem symulatora Gleeble 3800, a wyniki poddano analizie za pomocą programu ReoMicro [5].

Badania dylatometryczne przeprowadzono za pomocą dylatometru DIL805A/D.

Badania metalograficzne wykonano na zglądach metalograficznych trawionych w 3% nitalu. Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego wyposażonego w cyfrowy zapis obrazu (DSX500i).

3. WYNIKI I ICH DYSKUSJA

3.1. OPACOWANIE MODELU REOLOGICZNEGO I ROZWOJU MIKROSTRUKTURY

Modelowanie procesu walcowania wymaga znajomości modeli reologicznego i mikrostruktury badanego materiału. Zbudowanie modelu reologicznego z rozwojem mikrostruktury obejmowało następujące etapy:

1. opracowanie modelu rozrostu ziarna podczas nagrzewania;
2. opracowanie modelu reologicznego i rekrytalizacji dynamicznej;
3. opracowanie modelu rekrytalizacji statycznej;
4. opracowanie modelu rozrostu ziarna po rekrytalizacji statycznej;
5. opracowanie modelu rekrytalizacji metadynamicznej.

3.1.1. Model rozrostu ziarna w trakcie nagrzewania

Pierwszy etap badań obejmował wyznaczenie wielkości ziarna austenitu w trakcie nagrzewania materiału. Wielkość ziarna byłego austenitu określono w oparciu o analizę wykonanych zdjęć oraz przeprowadzoną optymalizację współczynników w modelu rozrostu ziarna austenitu:

$$D_{roz}^q = D_0^q + Kt e^{\frac{Q_{roz}}{RT}} \quad (1)$$

Otrzymane wyniki podano w tabeli 2.

Tabela 2. Zestawienie współczynników wyznaczonych dla modelu rozrostu ziarna austenitu w trakcie nagrzewania.

Table 2. Summary of coefficients determined for mathematical model of austenite grain growth during heating.

K	q	Q _{roz}
1,9272·10 ¹⁰	3,16658	182952,66

Porównanie wielkości ziarna austenitu wyznaczonej z wykorzystaniem modelu i wartości zmierzonej w oparciu o badania metalograficzne świadczą o poprawności przyjętego modelu, który poprawnie opisuje rozrost austenitu po zakończeniu przemiany α-γ.

3.1.2. Model reologiczny z modelem rekrytalizacji dynamicznej

W celu opracowania modelu reologicznego wykonano próby plastometryczne, w których próbki ściskano z wartością odkształcenia ε = 1 przy różnych prędkościach i temperaturach. Zakres badań zdefiniowano na podstawie procesu walcowania.

Opracowano model reologiczny niezależny od wielkości ziarna. Następnie określono energię aktywacji i współczynnik wrażliwości na prędkość odkształcenia, które wyniosły odpowiednio Q = 48482,37 J/mol i m = 0,1537. W kolejnym kroku, wykorzystując analizę odwrotną [6], wyznaczono rzeczywisty przebieg naprężenia uplastyczniającego uwzględniając wpływ tarcia, niejednorodny rozkład temperatury oraz prędkości odkształcenia. Otrzymane wyniki (Rys. 1) wskazują na uzyskanie w miarę poprawnego modelu reologicznego.

Na podstawie analizy przebiegu otrzymanej krzywej płynięcia do opracowania modelu reologicznego zastosowano model Tegerta-Sellarsa [7, 8] w postaci:

$$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{sse} - \sigma_0) \left[1 - e^{\frac{1}{n} p} \right]^{1/2} - (\sigma_{sse} - \sigma_{ss}) X_{dyn} \quad (2)$$

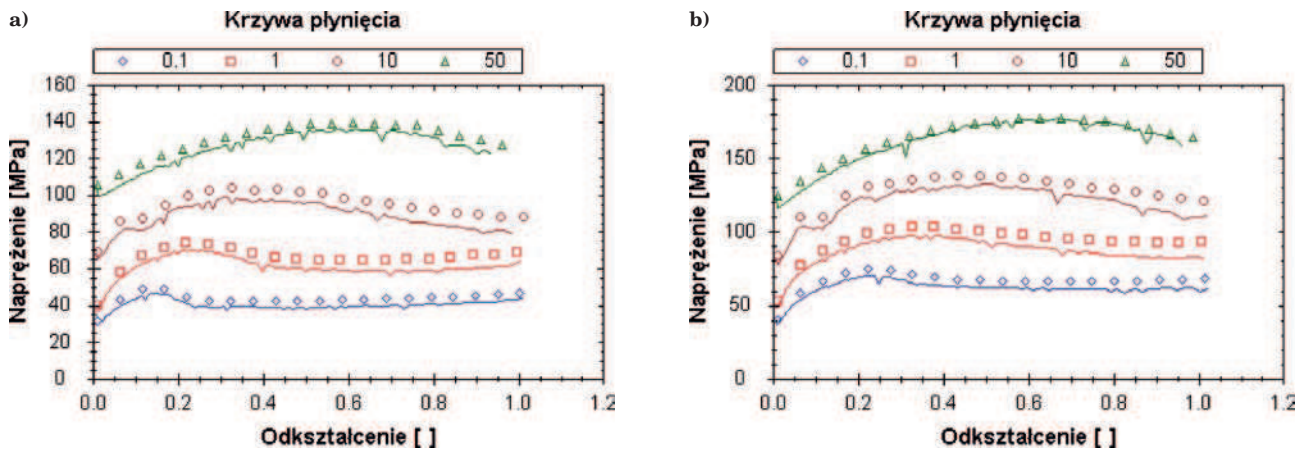
gdzie:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha_0} \sinh^{-1} \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_0} \right)^{1/n_0}, \quad \sigma_{ss} = \frac{1}{\alpha_{ss}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{ss}} \right)^{1/n_{ss}},$$

$$\sigma_{sse} = \frac{1}{\alpha_{sse}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{sse}} \right)^{1/n_{sse}}, \quad Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q_{def}}{RT}}$$

$$\epsilon_r = \frac{1}{3,23} [q_1 + q_2 (\sigma_{sse})^2], \quad X_{dyn} = 1 - e^{\frac{1}{n} p} \left[- \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_s - \epsilon_c} \right)^2 \right],$$

$$\epsilon_c = C_c \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}^2} \right)^{N_c}, \quad \epsilon_s = \epsilon_c + \frac{C_x}{1,98} \left(\frac{Z}{\sigma_{sse}^2} \right)^{N_x}$$



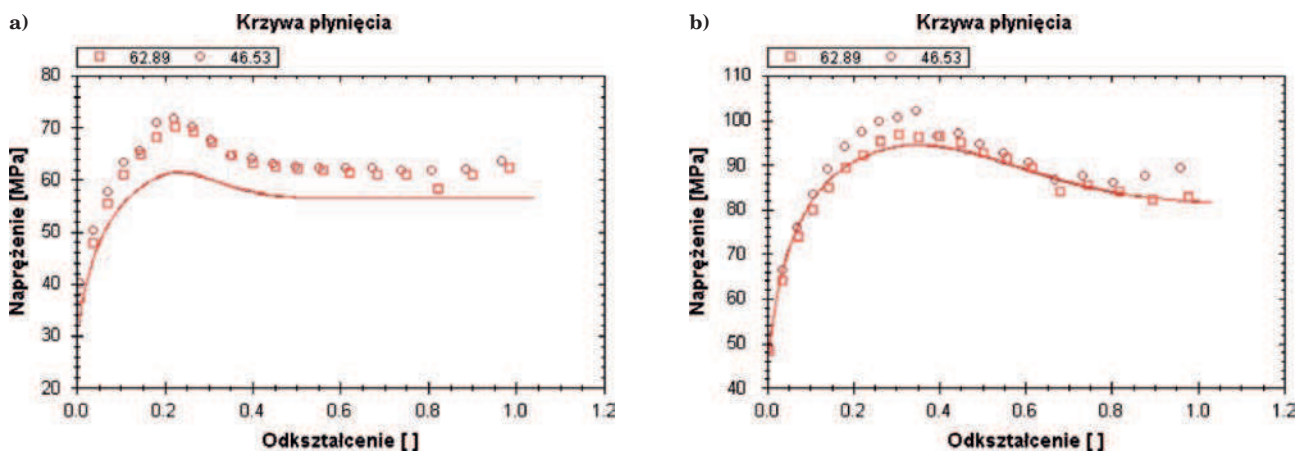
Rys. 1. Rzeczywista krzywa płynięcia wyznaczona z wykorzystaniem analizy odwrotnej dla próbek wygrzewanych w temperaturze 1230°C i odkształczanych w temperaturach: a) $T_d = 1200^\circ\text{C}$; b) $T_d = 1100^\circ\text{C}$

Fig. 1. True flow stress-strain curve determined by reverse analysis for specimens held at 1230°C and deformed at: a) $T_d = 1200^\circ\text{C}$; b) $T_d = 1100^\circ\text{C}$

Tabela 3. Optymalne współczynniki w modelu Tegerta-Sellarsa

Table 3. Optimum coefficients in Tegert-Sellars mathematical model

Reologia - σ_0			Q_{def}			
A_0	n_0	a_0				
$3,299857 \cdot 10^{22}$	5,593494	$3,311004 \cdot 10^{-4}$	270 959,78			
Reologia - umocnienie i dynamiczne zdrowienie						
A_{sse}	n_{sse}	a_{sse}	q_1	q_2		
$2,847826 \cdot 10^{11}$	5,436208	$6,022466 \cdot 10^{-3}$	0,236016	$8,83157 \cdot 10^{-12}$		
Reologia - dynamiczna rekrytalizacja						
A_{ss}	n_{ss}	a_{ss}	C_c	N_c	C_x	N_x
$1,21422 \cdot 10^{20}$	6,354938	$3,58159 \cdot 10^{-4}$	$3,765163 \cdot 10^{-3}$	0,290646	$4,039449 \cdot 10^{-4}$	0,487121



Rys. 2. Wpływ wielkości ziarna na kształt krzywej płynięcia dla temperatury $T = 1100^\circ\text{C}$ i prędkości odkształcenia: a) $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$; b) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2. Effect of grain size on the shape of flow stress-strain curve for temperature $T = 1100^\circ\text{C}$ and strain rates: a) $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$; b) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

W tym modelu konstytutywnym identyfikowane są następujące współczynniki: a_0 , a_{sse} , a_{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} .

W wyniku przeprowadzonej analizy danych uzyskano optymalne współczynniki dla modelu Tegerta-Sellarsa, które podano w tabeli 3.

Wyznaczone przebiegi naprężenia uplastyczniającego, uwzględniające wpływ tarcia, niejednorodny roz-

kład temperatury oraz prędkości odkształcenia stanowiły podstawę do opracowania właściwego modelu reologicznego.

Po zdefiniowaniu modelu reologicznego rozpoczęto etap opracowania modelu rekrytalizacji dynamicznej:

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-p_0 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_s - \epsilon_c}\right)^{p_1}\right] \quad (3)$$

$$\epsilon_c = p_1 \epsilon_m, \quad \epsilon_p = p_5 D_0^{p_5} Z^{p_5}, \quad \epsilon_s = p_2 D_0^{p_2} Z^{p_2}$$

Tabela 4. Optymalne współczynniki wyznaczone dla modelu Tegerta-Sellarsa

Table 4. Optimum coefficients determined for Tegert-Sellars mathematical model

p_1	p_2	p_3	p_4	
0,8692	$7,10468 \cdot 10^{-4}$	0,0503	0,2856	
p_5	p_6	p_7	p_8	p_9
$2,2284 \cdot 10^{-3}$	0,1315	0,1883	-1,4434	1,94

W przypadku ułamka zrekrystalizowanego X_{dyn} i ϵ_c model Tegerta-Sellarsa został poddany modyfikacji poprzez podstawienie ułamka rekrytalizacji dynamicznej X_{dyn} zgodnie ze wzorem (3). Następnie wyznaczono optymalne wartości współczynników $p_1 \div p_9$ tabeli 4. Na rys. 2 pokazano wpływ wielkości ziarna na postać krzywej płynięcia z uwzględnieniem zmodyfikowanego modelu Tegerta-Sellarsa.

Opracowany model dobrze oddaje kształt krzywej płynięcia jednak dla najmniejszej prędkości odkształcenia wystąpiło wyraźne przesunięcie krzywej w dół, tj. ku mniejszym wartościom naprężenia uplastyczniającego.

Ostatnim etapem w opracowaniu modelu rekrytalizacji dynamicznej jest prognozowanie wielkości ziarna po zajściu pełnej rekrytalizacji. Do opisu tego procesu wykorzystano model w postaci:

$$D_{rec_{dyn}} = p_{10} Z^{p_{11}} \quad (4)$$

Wyznaczone optymalne wartości współczynników wynoszą $p_{10} = 733,4355$, $p_{11} = -0,1294$.

Porównanie prognozowanej wielkości ziarna po pełnej rekrytalizacji dynamicznej z wynikami ilościowego pomiaru wielkości ziarna świadczy o poprawnym działaniu modelu.

3.1.3. Model rekrytalizacji statycznej

W celu określenia kinetyki rekrytalizacji statycznej zastosowano metodę relaksacji naprężeń. Do opisu zachowania materiału w trakcie rekrytalizacji statycznej wykorzystano następujący model:

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

gdzie $t_{0,5}^{st}$ jest czasem połówkowym niezbędnym do uzyskania 50% ułamka zrekrystalizowanego.

$$t_{0,5}^{st} = A_{st} \epsilon^{n_{\epsilon_{st}}} \dot{\epsilon}^{n_{\dot{\epsilon}_{st}}} D_0^{n_{d_{st}}} \exp\left(-\frac{Q_{st}}{RT}\right) \quad (6)$$

Po wykonaniu przetwarzania wyników uzyskanych z wykorzystaniem modelu i danych doświadczalnych wyznaczono współczynniki, które przedstawiono w tabeli 5.

Ostatnim etapem realizowanym przy opracowaniu modelu rekrytalizacji statycznej jest wyznaczenie

Tabela 5. Współczynniki w modelu rekrytalizacji statycznej

Table 5. Coefficients in static recrystallisation model

n_r	A_{st}	$n_{\epsilon_{st}}$	$n_{\dot{\epsilon}_{st}}$	$n_{d_{st}}$	$n_{d_{st}}$	Q_{st}
0,71335	$6,65541 \cdot 10^{-8}$	-0,67578	-0,23393	0	2,60803	50159,09

Tabela 6. Optymalne współczynniki dla modelu prognozującego wielkość ziarna austenitu po pełnej rekrytalizacji statycznej

Table 6. Optimum coefficients for mathematical model for forecasting austenite grain size after complete static recrystallisation

B_{st}	$k_{\epsilon_{st}}$	$k_{\dot{\epsilon}_{st}}$	$k_{d_{st}}$	Q_1
303,788	-0,3858	-0,04761	0,44432	47 182,66

wielkości ziarna uzyskanej po pełnej rekrytalizacji statycznej.

Po zamrożeniu próbki poddane zostały badaniom metalograficznym oraz dokonano ilościowego pomiaru wielkości ziarna. Do prognozowania wielkości ziarna po pełnej rekrytalizacji statycznej wykorzystano następujący model:

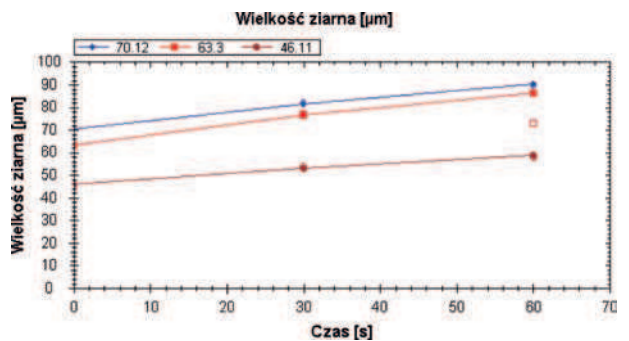
$$D_{rec_{st}} = B_{st} \epsilon^{k_{\epsilon_{st}}} \dot{\epsilon}^{k_{\dot{\epsilon}_{st}}} D_0^{k_{d_{st}}} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (7)$$

Zestawienie współczynników uzyskanych po przeprowadzonej optymalizacji zamieszczono w tabeli 6.

Ocena wyników analizy wskazuje na ogólnie poprawne działanie modelu, chociaż dla większego ziarna wyjściowego $D_0 = 62,89 \mu\text{m}$ występowały większe rozbieżności. Wyjątek stanowi przypadek, gdy prędkość odkształcenia wynosiła 1 s^{-1} .

3.1.4. Model rozrostu ziarna po rekrytalizacji statycznej

W trakcie przerwy między odkształceniami zachodzi rekrytalizacja statyczna, w wyniku której powstaje nowe ziarno. Jeżeli przerwa jest zbyt długa, następuje rozrost ziarna, który można prognozować w oparciu o model rozrostu ziarna po rekrytalizacji statycznej. Jest to ten sam model, który wykorzystywany jest do przewidywania wielkości ziarna podczas nagrzewa-



Rys. 3. Porównanie prognozowanej wielkości ziarna po rekrytalizacji statycznej wyznaczonej z wykorzystaniem modelu z wielkościami zmierzonymi

Fig. 3. Comparison of forecasted grain size after static recrystallisation determined using mathematical model with measured quantities

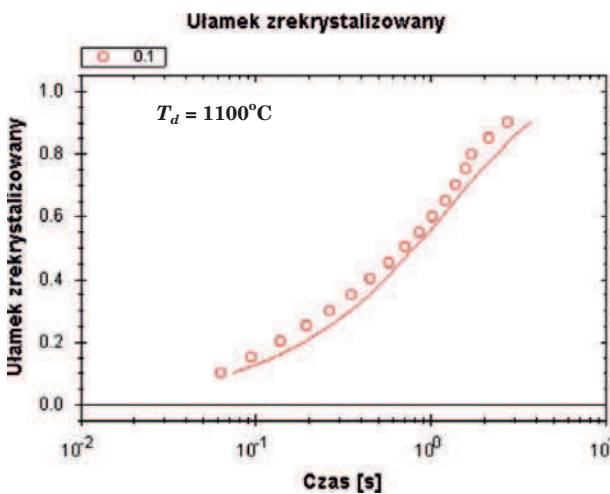
nia. Po wyznaczeniu wielkości ziarna byłego austenitu wykonano optymalizację współczynników. Na rys. 3 porównano wielkość ziarna prognozowaną z wykorzystaniem modelu z danymi pomiarowymi. Optymalne współczynniki podano w tabeli 7.

Tabela 7. Optymalne współczynniki uzyskane dla modelu do prognozowania wielkości ziarna austenitu w trakcie rozrostu ziarna po rekrytalizacji statycznej

Table 7. Optimum coefficients obtained for mathematical model for forecasting austenite grain size during grain growth after static recrystallisation

K	q	Q_{roz}
$2,5239 \cdot 10^{10}$	2,81726	101288,07

Porównanie wielkości ziarna prognozowanego z wykorzystaniem modelu z danymi pomiarowymi (Rys. 4)



Rys. 4. Porównanie kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej z danymi doświadczalnymi

Fig. 4. Comparison of metadynamic recrystallisation kinetics to the experimental data

pozwała stwierdzić, że również w tym przypadku osiągnięto dość dobre dopasowanie.

3.1.5. Model rekrytalizacji metadynamicznej

W celu opisanego zmian zachodzących w materiale pomiędzy odkształceniami, w których zaszła rekrytalizacja dynamiczna, analizowana jest rekrytalizacja metadynamiczna. Przeprowadzono badania plastometryczne w celu wyznaczenia kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej.

Do opisanego zachowania materiału w trakcie rekrytalizacji metadynamicznej wykorzystano następujący model:

$$X_r = 1 - e^{-p \left[\ln(0,5) \left(\frac{t}{t_{0,5}^{md}} \right)^{n_{md}} \right]} \quad (8)$$

gdzie $t_{0,5}^{md}$ jest czasem połówkowym niezbędnym do uzyskania 50% ułamka zrekrystalizowanego i wyznaczany zgodnie z równaniem:

$$t_{0,5}^{md} = A_{md} Z^{n_{Z_{md}}} e^{p \left(\frac{Q_{md}}{RT} \right)} \quad (9)$$

W wyniku przetwarzania danych (optymalizacji) uzyskano współczynniki podane w tabeli 8, a porównanie kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej z danymi doświadczalnymi przedstawiono na rys. 4.

Porównanie kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej z danymi doświadczalnymi (Rys. 4) wskazuje na dość poprawne działanie opracowanego modelu.

Tabela 8. Optymalne współczynniki uzyskane dla modelu do prognozowania wielkości ziarna austenitu w trakcie rozrostu ziarna po rekrytalizacji metadynamicznej

Table 8. Optimum coefficients obtained for mathematical model for forecasting austenite grain size during grain growth after metadynamic recrystallisation

n_{md}	A_{md}	$n_{Z_{md}}$	Q_{roz}
0,7875	$5,8467 \cdot 10^{-10}$	-0,200	289382,71

Kolejnym etapem było określenie wielkości ziarna po pełnej rekrytalizacji metadynamicznej. Powtórzono badania jak dla relaksacji naprężeń, w których próbki po odkształceniu wytrzymały w temperaturze odkształcenia w czasie $t_{0,95}^{md}$, po którym nastąpiło zamrożenie struktury wodą. Następnie wykonano ilościowy pomiar wielkości ziarna byłego austenitu. Uzyskane wielkości ziarna wykorzystano do opracowania modelu przewidującego wielkość ziarna austenitu po pełnej rekrytalizacji w postaci:

$$D_{md} = p_{10}^* Z^{p_{11}} \quad (10)$$

gdzie:

p_{10}^* – współczynnik modelu wyznaczony dla rekrytalizacji metadynamicznej;

p_{11} – współczynnik modelu wyznaczony dla rekrytalizacji dynamicznej.

W wyniku dopasowania wielkości ziarna według modelu do wartości zmierzonej określono optymalną wartość wynoszącą $p_{10}^* = 882$. Porównanie prognozowanej wielkości ziarna po pełnej rekrytalizacji metadynamicznej z wynikami pomiarów stereologicznych wskazuje na poprawność opracowanego modelu.

3.2. OPRACOWANIE MODELU PRZEMIAN FAZOWYCH

Procedura opracowania modeli przemian fazowych jest złożona i zakłada, że dysponujemy wynikami badań dylatometrycznych w postaci temperatur początku i końca poszczególnych przemian fazowych, a także wyznaczonymi udziałami poszczególnych faz dla każdej z zastosowanych szybkości chłodzenia. Ponadto potrzebne są takie dane jak: skład chemiczny stali, parametry termodynamiczne opisujące stężenie węgla w austenicie i ferrycie w funkcji temperatury, a także „linie” ferryt-austenit i cementyt-austenit, które uzyskuje się za pomocą obliczeń programem ThermoCalc.

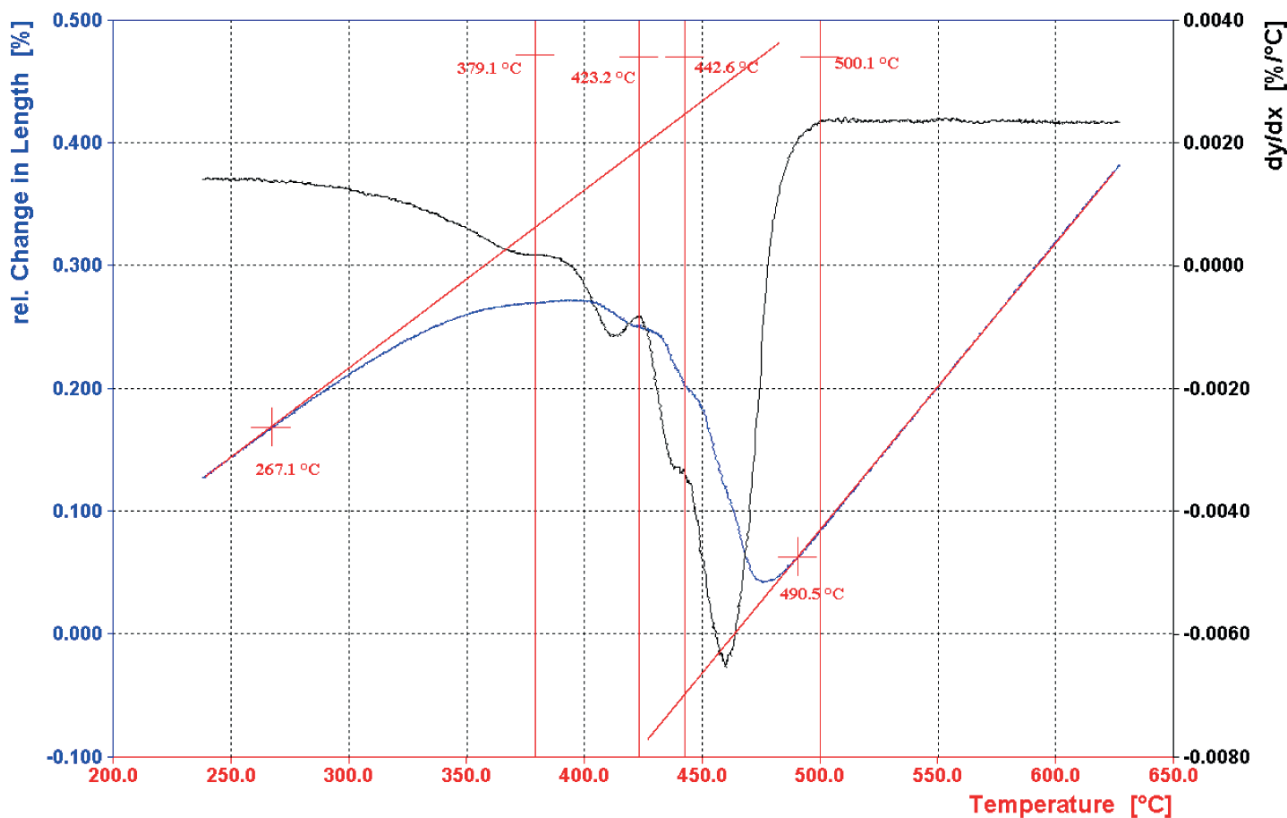
Program „IMZ CCT-creator”, wykorzystuje bibliotekę ModelJMAK.DLL, która zawiera modele opracowane przez Pietrzyka [9]. Niedoskonałości programu zainspirowały zespół do poszukiwania przyczyn rozbieżności w zakresie obliczenia udziałów bainitu i martensytu. Rezultatem tych poszukiwań było opracowanie dwóch bibliotek: zmodyfikowanej biblioteki ModelJMAK.DLL, do której wprowadzono możliwość poszukiwania optymalnych wartości parametrów modeli na podstawie rzeczywistych krzywych chłodzenia oraz biblioteki ModelJMAK02.DLL. Biblioteka ModelJMAK02.DLL różni się od wersji poprzedniej możliwością rozróżnienia przemiany austenitu w bainit górny oraz dolny. Opracowano model matematyczny do przewidywania drugiej przemiany bainitycznej, tj. bainitu dolnego, który bazuje na równaniach Johnsona-Mehla-Avramięgo-Kolmogorova lub (wybór analityka) Koistinena-Marburgera.

Równania zastosowane w modelu zestawiono w tabeli 9.

Tabela 9. Zestawienie równań zastosowanych w modelu przemian fazowych

Table 9. Summary of equations used in phase transformation model

Austenit w Bainit Górny	
Okres inkubacji	Ułamek przemiany fazowej
$\tau_B = \frac{b}{(B_s - T)^m} \exp\left[\frac{c \cdot 10^0}{R(T + 273)}\right]$	$k = k_3 \exp(k_2 - k_1 T)$ $X = 1 - \exp[-kt^n]$
gdzie: T – temperatura, τ_B – czas inkubacji przemiany, t – czas, X – ułamek przemiany $k = f(T)$ funkcja opisująca kinetykę przemiany fazowej Dane wejściowe: $b = a_{17}$, $c = a_{18}$, $m = a_{19}$ – współczynniki inkubacji przemiany (zmiennie optymalizacji) $k_1 = a_{21}$, $k_2 = a_{22}$, $k_3 = a_{23}$ – współczynniki przemiany (zmiennie optymalizacji) $B_s = a_{20}$ – temperatura równowagowa rozpoczęcia przemiany bainitycznej (zmienna optymalizacji) $n = a_{24}$ – współczynnik wykładniczy (zmienna optymalizacji)	
Austenit w Bainit Dolny wg JMAK	
Okres inkubacji	Ułamek przemiany fazowej
$\tau_B = \frac{b}{(B_{sII} - T)^m} \exp\left[\frac{c \cdot 10^3}{R(T + 273)}\right]$	$k = k_3 \exp(k_2 - k_1 T)$ $X = 1 - \exp[-kt^n]$
gdzie: T – temperatura, τ_B – czas inkubacji przemiany, t – czas, X – ułamek przemiany $k = f(T)$ funkcja opisująca kinetykę przemiany fazowej Dane wejściowe: B_{sII} – temperatura równowagowa rozpoczęcia przemiany austenitu w bainit dolny (wyznaczona w eksperymencie) $b = a_{29}$, $c = a_{30}$, $m = a_{31}$ – współczynniki inkubacji przemiany (zmiennie optymalizacji) $k_1 = a_{32}$, $k_2 = a_{33}$, $k_3 = a_{34}$ – współczynniki przemiany (zmiennie optymalizacji) $n = a_{35}$ – współczynnik wykładniczy (zmienna optymalizacji)	
Austenit w Bainit Dolny wg MK	
Okres inkubacji	Ułamek przemiany fazowej
	$X = 1 - \exp[-a_{BII}(B_{sII} - T)]$
gdzie: T – temperatura, X – ułamek przemiany Dane wejściowe: B_{sII} – temperatura równowagowa rozpoczęcia przemiany austenitu w bainit dolny (wyznaczona w eksperymencie) $a_{BII} = a_{36}$ – współczynnik przemiany (zmienna optymalizacji)	



Experm... 001DH0502139
Material: w1010

LO: 10.00 mm
Diameter: 4.00 mm

Rys. 5. Dylatogram stali bainitycznej wytop 1010, wyróżniono trzy zakresy przemiany bainitycznej

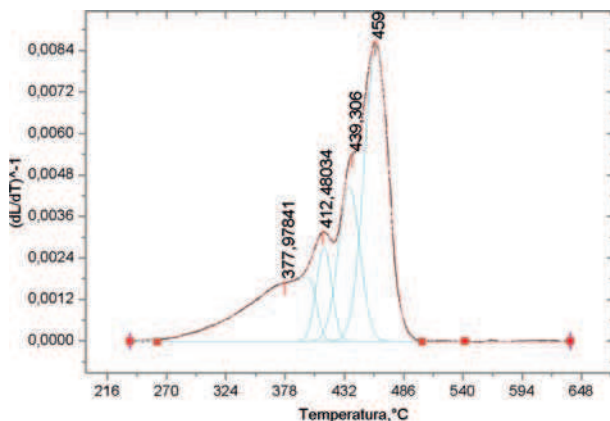
Fig. 5. Dilatogram of bainitic steel, heat no. 1010, three bainitic transformation ranges are distinguished

3.3. ANALIZA DYLATOGRAMU SCHODKOWEGO – DEKONWOLUCJA KRZYWEJ DYLATACYJNEJ W ZAKRESIE PRZEMIANY BAINITYCZNEJ

Analiza potencjalnych czynników mogących wpłynąć na obliczany udział bainitu pokazuje, że już na etapie analizy dylatometrycznej należy wyróżnić tworzenie innych postaci tej fazy. Opisane wcześniej biblioteki rozróżniają tylko dwa rodzaje bainitu: dolny i górny. Problem może być bardziej złożony, co pokazuje dylatogram przedstawiony na rys. 5. Analizę takiej krzywej dylatometrycznej rozpoczyna się od jej zróżniczkowania numerycznego. Przeprowadzono próbę dekonwolucji pików wykorzystując opcję „Peak analysis” w programie OriginPro wersja 8.5.1. Optymalizację prowadzono wybierając algorytm Levenberg-Marquardta. Jako funkcję składową początkowo wybrano funkcję Gauss.

O ile zastosowanie funkcji Gauss do przemiany bainitycznej można uznać za dość poprawne, o tyle w przypadku przemiany martenzytycznej jest niemożliwe do zaakceptowania i fałszywe z punktu widzenia fizyki. Dlatego dalsze próby prowadzono w kierunku dobrania krzywej poprawnie opisującej przemianę martenzytyczną. Po przetestowaniu dostępnych w programie funkcji ustalono, że najlepiej zachowywała się funkcja o nazwie „Asym2Sig” (Asymmetric double sigmoidal function).

Krzywą różniczkową oraz jej dekonwolucję pokazano na rys. 6.



Rys. 6. Rozdzielenie przemiany martenzytycznej oraz poszczególnych etapów tworzenia bainitu w stali bainitycznej wytop 1010 (dla badanej stali $M_s = 405^\circ\text{C}$)

Fig. 6. Separation of martensitic transformation and individual stages of bainite formation in bainitic steel, heat no. 1010 (for the tested steel $M_s = 405^\circ\text{C}$)

Obliczone udziały faz wynosiły odpowiednio: $M = 26\%$, B1 (ziarnisty) $44,09\%$, B2 (górny) $20,86\%$ i B3 (dolny) $9,04\%$.

Wyznaczone w toku analizy udziały poszczególnych rodzajów bainitu nie są jednak spójne z wynikami uży-

skanymi za pomocą reguły dźwigni w szczególności dotyczy to martenzytu i bainitu dolnego. Udział martenzytu wyznaczony metodą analityczną jest ponad dwa razy większy, a bainitu dolnego blisko dwukrotnie mniejszy niż wyznaczony dylatometrycznie (reguła dźwigni). Weryfikacja stereologiczna wyników była niemożliwa.

Należy ponadto zauważyć, że dekonwolucję pików prowadzono dla wyników otrzymanych w toku numerycznego różniczkowania zapisów doświadczalnych, tj. danych dyskretnych. Dalszy rozwój metody będzie możliwy pod warunkiem możliwości zastosowania zdefiniowanej przez użytkownika funkcji opisującej typ pików. Aby zapewnić zgodność z prawami fizyki przemian fazowych można w przyszłości do tego celu zastosować zróżniczkowane funkcje JMAK (dla przemian ferrytycznej, perlitycznej i bainitycznej) i Koistinen-Marburgera dla przemiany martenzytycznej.

4. PODSUMOWANIE

W ramach pracy wykonano badania plastometryczne dla stali S396. Na ich podstawie opracowano model reologiczny oraz modele opisujące rozwój mikrostruktury. Modele te uwzględniały rozrost ziarna austenitu po przemianie $\alpha-\gamma$, modele opisujące rekrytalizację dynamiczną, metadynamiczną i statyczną, a także rozrost ziarna po zajęciu pełnej rekrytalizacji dynamicznej, metadynamicznej i statycznej. Porównanie prognozowanych wartości za pomocą modeli z uzyskanymi na podstawie danych doświadczalnych zasadniczo potwierdziły ich poprawność, chociaż występowały przypadki rozbieżności dla niektórych parametrów odkształcenia (zwłaszcza prędkości odkształcenia).

W toku pracy opracowano dwie nowe biblioteki i udoskonalono programy „KMFPT” i „IMZ CCT – creator”, służące odpowiednio do przygotowania danych wsadowych i poszukiwania optymalnych wartości współczynników modeli opisujących przemiany fazowe w stali, na podstawie analizy danych dylatometrycznych i stereologicznej lub dylatometrycznej ilościowej analizy składu fazowego.

Zbudowane oprogramowanie posłuży do opracowywania modeli matematycznych: reologicznego, rozwoju mikrostruktury i przemian fazowych dla potrzeb opracowania technologii wytwarzania wyrobów ze stali | bainitycznych.

Przeprowadzono próbę analizy złożonej przemiany bainitycznej widocznej na dylatogramie w postaci tzw. krzywej schodkowej. Dekonwolucję pików prowadzono dla wyników otrzymanych w toku numerycznego różniczkowania danych doświadczalnych. Dalszy rozwój metody będzie możliwy pod warunkiem możliwości zastosowania zdefiniowanej przez użytkownika funkcji opisującej typy pików.

LITERATURA

1. Zalecki W., Kuziak R., Molenda R.: Opracowanie numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej. Cz.II. Sprawozdanie IMŻ nr PR-0015-11, Listopad 2009
2. Zalecki W., Opara J., Wrożyna A.: Ilościowa analiza składu fazowego wybranych stali bainitycznych. Sprawozdanie IMŻ nr SW-0014, 21.12.2012
3. Bramfitt B.I., Speer J.G.: A perspective on the morphology of bainite, *Met. Trans.* 21A, April 1990, 817-829
4. Zając S., Schwinn V., Tacke K.H.: Characterization and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels, *Materials Science Forum*, 500-501, 2005, 387-394
5. Pidysots'kyy V., Kuziak R., Łapczyński, Z.: Rozwój komputerowej analizy danych uzyskanych w badaniach plastometrycznych mających na celu opracowywanie modelu rozwoju mikrostruktury i modelu reologicznego materiału, *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 1, 2013, 45-47
6. Szeliga D., Pietrzyk M.: Identification of Rheological and Tribological Parameters, chapter in the book *Metal Forming Science and Practice*, eds. Lenard J.G., Elsevier Science Ltd., Amsterdam, 2002, pp. 227-258
7. Sellars C.M., McTegart W.J.: La relation entre la resistance et la structure dans deformation a chaud, *Mem. Sci. Rev. Metall.*, 63, 1966, 731-740
8. 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
9. Pietrzyk M., Rauch Ł.: Przeprowadzenie analizy odwrotnej wyników badań dylatometrycznych, sprawozdanie z pracy prowadzonej w AGH na zlecenie Instytutu Metalurgii Żelaza w ramach projektu RFSR-CT-2007-00023, Kraków, 2009