

ILOŚCIOWA ANALIZA SKŁADU FAZOWEGO W WYBRANYCH STALACH KONSTRUKCYJNYCH

Przeprowadzono ilościową analizę składu fazowego wybranych stali konstrukcyjnych. Badania wykonano na próbkach dylatometycznych ze stali typu DP i CP. Wyniki pomiarów stereologicznych na zglądach trawionych różnymi odczynnikami zestawiono z analizą dylatometyczną. Opracowano własny program do identyfikacji parametrów numerycznych modeli przemian fazowych w stalach. Podjęto próbę opracowania numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej z wykorzystaniem nowego oprogramowania.

Słowa kluczowe: stal DP, stal CP, trawienie, identyfikacja faz, dylatometria, modelowanie matematyczne

QUANTITATIVE ANALYSIS OF PHASES COMPOSITION IN SOME STRUCTURAL STEELS

Quantitative analysis of phases was carried out in some structural steels. The investigation was performed on dilatometric specimens of DP and CP steels. The results of quantitative analysis of microstructure, revealed on specimens using different etching techniques, were compared to volume fractions of phases estimated using dilatometric technique. Moreover, computer program was developed for identification of parameters of mathematical model describing phase transformations in steels. The software was applied to developed numerical model of phase transformations occurring in complex phase structural steel.

Keywords: DP steel, CP steel, etching, phase identification, dilatometry, mathematical modeling

1. WSTĘP

Od kilku lat w Instytucie prowadzone są badania nowoczesnych, niskowęglowych stali bainitycznych między innymi w ramach projektów finansowanych przez The European Coal and Steel Community (ECSC). Przedmiotem badań były stale bainityczne różniące się składem chemicznym, w tym rodzajem i ilością wprowadzonych mikrododatków (Ti, Nb, V) odpowiedzialnych za proces utwardzania stali. Podstawowy skład chemiczny badanych stali (C, Mn, Cr, Ni, Mo) różnił się w poszczególnych projektach z uwagi na przewidywane odmienne zastosowanie stali. Stale te były i są poddawane badaniom dylatometycznym, wynikiem których są wykresy przemian fazowych. Kolejny etap prac obejmuje opracowanie numerycznych modeli przemian fazowych badanych stali. Modele te opracowywane każdorazowo na podstawie danych doświadczalnych otwierają dalszą drogę do znalezienia zależności ilościowych między składnikami stopowymi a przemianami fazowymi. Mogą one pozwolić na bardziej efektywne wykorzystanie składników stopowych na etapie projektowania nowych niskowęglowych stali bainitycznych.

Dokładne ilościowe określenie składu fazowego stali ma kluczowe znaczenie podczas opracowywania dla niej numerycznego modelu przemian fazowych. W tym celu pracownia dylatometrii wykorzystuje program „CCT Builder”. Poszukiwanie optymalnych współczynników modeli opisujących przemiany fazowe opiera się na wykorzystaniu metody odwrotnej oraz algorytmu „Simplex”. Nie zawsze wyniki badań doświadczalnych są w pełni spójne. O ile temperatury początku i końca

przemian są wyznaczone z akceptowalną dokładnością, o tyle udziały objętościowe wyznaczone metodami dylatometyczną i/lub stereologiczną wzbudzają największe wątpliwości. Metody stereologiczne wymagają szczególnie starannego przygotowania zglądów metalograficznych. Kluczowe w analizie ilościowej jest selektywne wytrawienie poszczególnych faz. Realizowane w ostatnich latach prace pozwoliły opanować metodę trawienia z wykorzystaniem odczynnika LePera. Celem pracy badawczej było przeprowadzenie ilościowej analizy składu fazowego wybranych stali konstrukcyjnych. Badania przeprowadzono na próbkach dylatometycznych chłodzonych z różnymi szybkościami.

Zaplanowany zakres pracy obejmował:

1. Dylatometyczną ilościową analizę fazową wybranych stali.
2. Opracowanie własnego programu do doboru parametrów modeli przemian fazowych.
3. Ilościową stereologiczną ocenę składu fazowego stali poddanych selektywnemu trawieniu nitalem i odczynnikami LePera.
4. Opracowanie modelu przemian fazowych stali CP na podstawie wyznaczonych doświadczalnie temperatur krytycznych i udziałów fazowych.

2. MATERIAŁ, ZAKRES I METODYKA BADAŃ

Materiał do badań stanowiły próbki wykonane ze stali konstrukcyjnych o składzie chemicznym przedstawionym w tablicy 1.

Tablica 1. Składy chemiczne badanych stali w gatunkach DP600 i CP, %masowe
Table 1. Chemical compositions of steels, in grades DP500, DP600, and CP, wt%

Symbol	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al _{calc}	V	Ti
CP	0,10	1,55	0,41	0,011	0,011	0,32	0,22		0,22	0,045		0,13
DP500	0,088	1,42	0,10	0,011	0,010	0,35	0,01	<0,005		0,053		0,001
DP600	0,10	1,51	0,23	0,007	0,008	0,41	0,05	0,05		0,037	0,045	0,006

Podstawy metodyczne przeprowadzenia badań dylatometrycznych zawarte są w pracach [1–4]. Badania dylatometryczne przeprowadzono za pomocą dylatometru DIL805A/D. Nagrzewanie oraz wytrzymanie przy zadanej temperaturze przeprowadzono w próżni, chłodzenie zaś w helu lub azocie. Badania przemian fazowych nieodkształconego austenitu przeprowadzono na próbkach rurkowych $\phi 4 \times \phi 3 \times 7,00$ mm, a odkształconego na próbkach walcowych pełnych, szlifowanych $\phi 4 \times 7,00$ mm. Badania stali DP500 i DP600 przeprowadzono na próbkach nietypowych, wyciętych z blachy walcowanej na zimno, o przekroju zbliżonym do kwadratu ok. 1,0 mm i długości ok. 7,0 mm.

Badania mikrostruktury przeprowadzono w Zakładzie Badań Właściwości i Struktury Materiałów. Badania struktury próbek po wykonaniu badań dylatometrycznych przeprowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego, próbki trawiono odczynnikami LePera [5,6]. Ilościową analizę składu fazowego przeprowadzono z wykorzystaniem programu Metilo.

3. KOMPUTEROWY MODEL PRZEMIAN FAZOWYCH

Do opracowania matematycznego modelu przemian fazowych integrującego faktycznie cztery modele – dla każdej z przemian wykorzystano kod źródłowy pozyskany od prof. Pietrzyka (AGH), przy okazji opracowania na zlecenie IMŻ programu CCT Builder, który został opisany w pracy [7].

Zdecydowano się na opracowanie własnego komputerowego programu do identyfikacji modeli przemian fazowych. W badaniach wykorzystano wyniki prób dylatometrycznych oraz rozwiązanie z wykorzystaniem analizy odwrotnej. Przedmiotem badań był model oparty o równanie Johnsa-Mehla:

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

gdzie:

- X – ułamek objętości rozważanej fazy,
- t – czas,
- k, n – współczynniki.

4. MODEL

Badania różnych autorów, np. [8] wykazały, że stosownie do charakteru przemiany (zarodkowanie i wzrost) można przyjąć stałą wartość współczynnika n w równaniu (1). Przeciwnie, wartość współczynnika k zależy od temperatury w sposób związany z charakterem wykresów CTP. Formalizm funkcji $k = f(T)$ musi być starannie dobrany aby funkcja ta poprawnie opisywała kinetykę przemiany fazowej. W projekcie [9] wykonano badania dla dwóch różnych postaci funkcji $k(T)$. Pierwszą była funkcja eksponentyjalna w postaci:

$$k = k_3 \exp(k_2 - k_1 T) \quad (2)$$

Dla przemiany perlitycznej włączono dodatkowo zależność od wielkości ziarna austenitu D_γ :

$$k = \frac{k_3}{D_\gamma^{k_4}} \exp(k_2 - k_1 T) \quad (2a)$$

Współczynniki k_1, k_2, k_3 i k_4 w równaniach (2) i (2a) są włączone do wektora zmiennych optymalizacji \mathbf{a} w rozwiązaniu odwrotnym.

Drugą rozważaną funkcją $k(T)$ była zmodyfikowana funkcja rozkładu Gaussa zaproponowana w pracy [1]:

$$k = k_{\max} \exp \left[- \left(\frac{T - T_{nose}}{p} \right)^q \right] \quad (3)$$

Cztery współczynniki k_{\max}, T_{nose}, p, q pozwalają opisać zróżnicowane kształty wykresów CTP w sposób intuicyjny. I tak, k_{\max} jest maksymalną wartością k , T_{nose} jest współrzędną temperaturową położenia maksimum funkcji Gaussa, q wyznacza szerokość funkcji Gaussa w połowie jej wysokości natomiast p wyznacza nachylenie tej funkcji. W wyniku badań przeprowadzonych w pracy [9] najlepsze wyniki uzyskano stosując równanie (3) dla przemiany ferrytycznej i równanie (2) dla przemiany perlitycznej i bainitycznej. W konsekwencji poszczególnym współczynnikom przypisano następujące numery w wektorze \mathbf{a} zawierającym zmienne optymalizacji w rozwiązaniu odwrotnym. Dla przemiany ferrytycznej przyjęto:

$$k_{\max} = \frac{a_5}{D_\gamma}; \quad T_{nose} = Ae_3 + \frac{400}{D_\gamma} - a_6; \quad q = a_8; \quad p = a_7$$

W modelu przemiany ferrytycznej nie ma okresu inkubacyjnego. Za początek przemiany przyjmuje się stan, w którym ułamek objętości ferrytu osiąga 5%. Modele przemian fazowych perlitycznej i bainitycznej składają się z równań opisujących okres inkubacyjny i kinetykę danej przemiany. Okres inkubacyjny przemiany obliczany jest z równania w postaci:

$$\tau = \frac{b}{(A_0 - T)^m} \exp \left[\frac{c \cdot 10^3}{R(T + 273)} \right] \quad (4)$$

gdzie:

- R – stała gazowa,
- T – temperatura w °C.

Współczynniki b, c i m w równaniu (4) są zmiennymi optymalizacji i mają odpowiednio numery a_9, a_{10} i a_{11} dla przemiany perlitycznej oraz a_{17}, a_{18} i a_{19} dla przemiany bainitycznej. Odmianą dla różnych przemian jest też temperatura bazowa (A_0) w mianowniku równania (4) (tablica 2).

Dodatkowe zależności opisujące poszczególne parametry w modelu podane są w tablicy 3. Przyjęte w tej tablicy oznaczenia: C_γ – średnia zawartość węgla w austenicie, C_α – zawartość węgla w ferrycie, C_0 – zawartość węgla w stali. Występujące w tablicy 3 stężenia: $C_{\gamma\alpha}$ – zawartość węgla w austenicie na granicy faz γ - α , $C_{\gamma\beta}$ – zawartość węgla w austenicie na granicy γ -cementyt, są wyznaczane jako funkcje temperatury w zależności

od składu chemicznego. Zależności takie otrzymano dla wszystkich badanych stali korzystając programu ThermoCalc.

Tablica 2. Równania opisujące czas inkubacyjny dla przemian perlitycznej i bainitycznej

Table 2. Equations describing incubation time for pearlitic and bainitic transformations

Przemiana	Czas inkubacyjny
Perlityczna	$\tau = \frac{a_9}{(Ae_1 - T)^{a_{11}}} \exp\left[\frac{a_{10} \cdot 10^3}{R(T + 273)}\right]$
Bainityczna	$\tau = \frac{a_{17}}{(T_b - T)^{a_{19}}} \exp\left[\frac{a_{18} \cdot 10^3}{R(T + 273)}\right]$

Przy obliczaniu ułamków objętości (w odniesieniu do całej próbki) odpowiednio perlitu F_p i bainitu F_b w każdym kroku iteracyjnym uwzględnia się ułamki faz już wydzielonych, tj. ferrytu przy obliczaniu F_p oraz ferrytu i perlitu podczas obliczania F_b .

Tablica 3. Równania opisujące dodatkowe parametry modelu

Table 3. Equations describing additional parameters in the model

$c_\gamma = \frac{c_0 - X_f c_\alpha}{1 - X_f} \quad X_{f0} = \frac{c_{\gamma\alpha} - c_0}{c_{\gamma\alpha} - c_\alpha}$
$c_\alpha = -0,069 + 0,000435T - 9,1658 \cdot 10^{-7} T^2 + 6,487 \cdot 10^{-10} T^3$ dla $T < 637^\circ\text{C}$
$c_\alpha = -0,0487268 + 0,00017839T - 1,50788 \cdot 10^{-7} T^2$ dla $T > 637^\circ\text{C}$
$C_{\gamma\alpha} = C_{\gamma\alpha 0} + C_{\gamma\alpha 1} T \quad C_{\gamma\beta} = C_{\gamma\beta 0} + C_{\gamma\beta 1} T$

Ułamek objętości ferrytu X_f jest obliczany względem maksymalnej równowagowej zawartości ferrytu w stali w danej temperaturze X_{f0} . W związku z tym ułamek objętości ferrytu w stosunku do całej objętości próbki wynosi $F_f = X_{f0} X_f$. Jeżeli przemiana przebiega w zmiennej temperaturze, co zwykle ma miejsce w procesach przemysłowych, bieżący ułamek objętości ferrytu X_f jest korygowany ze względu na zmiany wartości równowagowej X_{f0} , zgodnie z równaniem:

$$X_f^{i+1} = X_f^i \frac{X_{f0}(T^i)}{X_{f0}(T^{i+1})} \quad (5)$$

gdzie: i – numer iteracji.

Symulacja przemiany ferrytycznej jest prowadzona do momentu aż ułamek przemiany osiągnie 1. Jeżeli zawartość węgla w austenicie osiągnie wcześniej graniczną wartość $C_{\gamma\beta}$, w pozostałej objętości austenitu rozpoczyna się przemiana perlityczna.

Temperatury początku przemian bainitycznej (T_b) i martenzytowej (T_m) obliczane są na podstawie bieżącego składu chemicznego austenitu, zgodnie ze wzorami:

$$T_b = a_{20} - 425[\text{C}] - 42,5[\text{Mn}] - 31,5[\text{Ni}] - 70[\text{Cr}] \quad (6)$$

$$T_m = a_{26} - a_{27} C_\gamma \quad (7)$$

Ułamek objętości martenzytu (model Koistinen i Marburgera, podany też w pracach [10, 11]) określa zależność:

$$X_m = 1 - \exp[-0,011(T_M - T)] \quad (8)$$

Równanie (8) reprezentuje ułamek objętości martenzytu w stosunku do objętości austenitu jaka była w sta-

li w momencie rozpoczęcia przemiany martenzytowej w temperaturze T_m , czyli ułamek ten przyjmuje wartości z przedziału $0 \leq X_m \leq 1$. Ułamek objętości martenzytu w stosunku do całej objętości próbki obliczany jest ze wzoru:

$$F_M = (1 - F_f - F_p - F_b) \{1 - \exp[-0,011(T_M - T)]\} \quad (9)$$

gdzie: F_f , F_p , F_b , F_m – ułamki objętości odpowiednio ferrytu, perlitu, bainitu i martenzytu w odniesieniu do całej objętości próbki, T – temperatura, T_m – temperatura początku przemiany martenzytowej.

Ułamek objętości martenzytu F_m może osiągnąć 1 tylko wtedy, gdy przemiana martenzytowa nie jest poprzedzona żadną inną przemianą.

W celu uwzględnienia zmian temperatury, w modelach przemian ferrytycznej, perlitycznej i bainitycznej zastosowano regułę addytywności [12]. Współczynniki $\mathbf{a} = \{a_1 \dots a_{27}\}$ w modelu przemian fazowych wyznaczono metodą analizy odwrotnej.

W programie CCT Builder do wyznaczenia współczynników modelu przemian fazowych zastosowano bezgradientową metodę optymalizacji Simplex (Nedlera-Meada) polegającej na transformacji n -wymiarowego wielościanu o $n + 1$ punktach wierzchołkowych. Opis metody znajduje się w pracy [7].

5. WYNIKI I ICH DYSKUSJA

Otrzymanie właściwej struktury stali DP wymagało zbadania przebiegu przemiany α - γ wraz z ilościowym określeniem udziału składników fazowych. Badania rozpoczęto od oceny wpływu maksymalnej temperatury nagrzewania na strukturę stali po jej szybkim schłodzeniu. W tablicy 4 zestawiono wyniki szacowanej zawartości austenitu podczas przemiany fazowej ferrytu. Pomiar przeprowadzono metodami dylatometryczną, stereologiczną i obliczeniową. W tej części pracy strukturę próbek ujawniano trawiąc nitaliem. Wyniki otrzymane metodą dylatometryczną i stereologiczną są zbliżone, natomiast wyniki obliczeń wyraźnie zawyżone, to znaczy koniec przemiany zachodzi przy niższej temperaturze, co można wyjaśnić tym, że program JMatPro zakłada osiągnięcie stanu równowagi termodynamicznej.

W oparciu o przeprowadzony przegląd literatury [13] i doświadczenia własne zaproponowano i przetestowano sposób określania udziału austenitu metodą dylatometryczną z wyżarzaniem międzykrytycznym. Doświadczenie polegało na nagraniu próbki stali z szybkością do zadanej temperatury, wytrzymaniu przy tej temperaturze przez zadany czas i dalszym nagrzewaniu z tą samą szybkością do pełnego przekształcenia struktury. Wyliczone z reguły dźwigni udziały austenitu w poszczególnych fazach procesu wynosiły dla pokazanej (rys. 1) próbki odpowiednio:

- Faza I – do osiągnięcia temperatury wyżarzania międzykrytycznego – 0,305 (30,5%)
- Faza II – wyżarzanie międzykrytyczne – 0,2355 (23,55%)
- Faza III – do pełnego przekształcenia – 0,4595 (45,95%).

Zahartowanie próbek po zakończeniu fazy wytrzymania izotermicznego dostarczyło danych dla weryfikacji uzyskanych wyników metodą stereologiczną.

Tablica 4. Zawartość austenitu w stali DP500 uzyskana metodą dylatometryczną, stereologiczną i obliczona za pomocą programu JMatPro

Table 4. Volume fraction of austenite measured using dilatometric and stereological techniques, and calculated by means of JMatPro programme

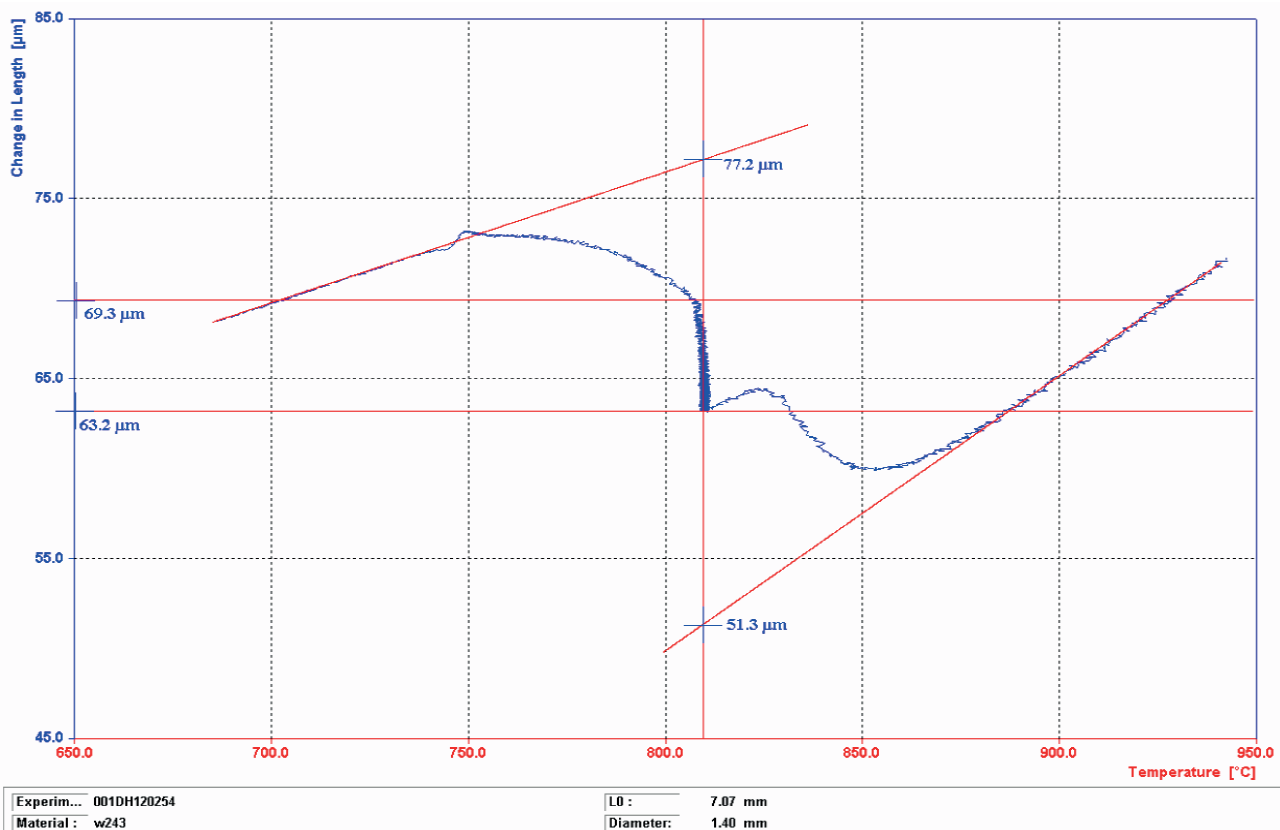
Maksymalna temperatura nagrzewania, °C 3°C/s	% γ – szacowana dylatometrycznie	% γ – pomiary stereologiczne	% γ wg JMatPro
700	0,0		0*
750	~7,0		29,28
790	~24,0	33,6	52,52
820	~55,0	48,51	84,02
850	~92,0	72	100
890	100	98,64	100

*Obliczenia nie możliwe do przeprowadzenia.

Opracowanie matematycznych modeli przemian fazowych stali wymaga z jednej strony wyznaczenia temperatur początku i końca przemian fazowych podczas chłodzenia badanych stali, z drugiej zaś ilościowego udziału faz. W niniejszej pracy postanowiono przetestować metodę trawienia odczynnikiem LePera i przeprowadzić ilościową ocenę składu fazowego stali CP. Po przeprowadzeniu pomiarów stereologicznych wyniki porównano z przeprowadzonymi wcześniej analizami na próbkach wytrawionych nitałem (przykład rys. 2 lewy) i oceną dylatometryczną. Stwierdzono, że zmiana szybkości chłodzenia (zwiększenie) prowadzi do uzyskania innego składu fazowego stali i mimo zastosowania odczynnika LePera ilościowa analiza obrazu staje się trudniejsza. Istotne znaczenie ma w tym przypadku doświadczenie osoby przeprowadzającej analizę.

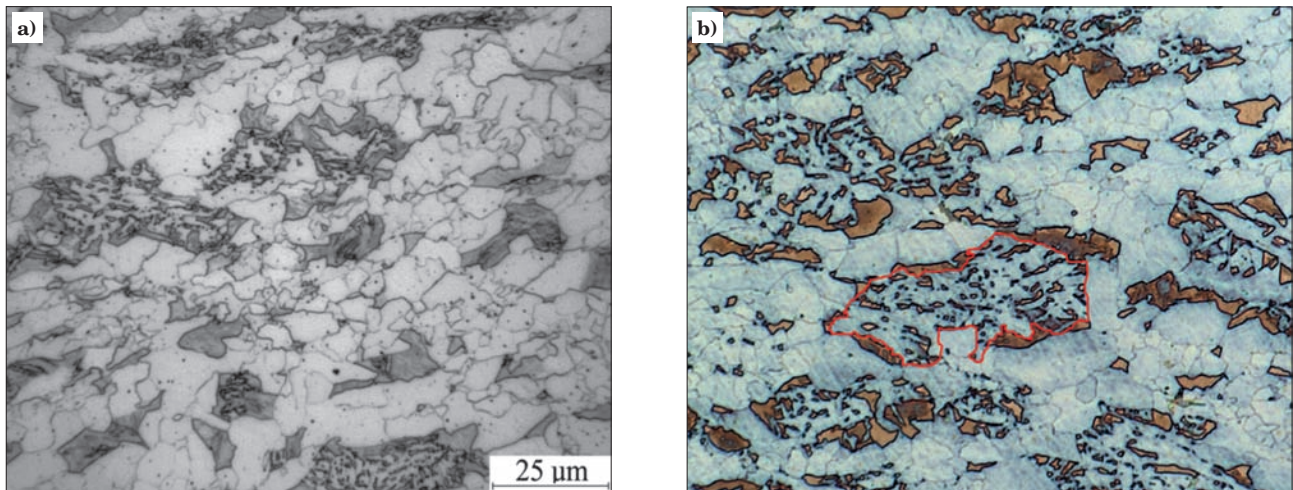
Bazując wyłącznie na detekcji opartej na kolorach automatyczna analiza obrazu zawężałaby udział bainitu i/lub martenzytu tylko do obszarów wytrawionych na brązowo (rys. 2 prawy), co w efekcie zaniżyłoby zawartość bainitu w strukturze (feryt bainityczny byłby oceniony łącznie z ferrytem jako fazą „niezależną”). Tymczasem właściwe granice jednego z obszarów „zajętych” przez bainit zaznaczono na rysunku 2 czerwoną obwódką. Zatem przeprowadzenie dokładnych pomiarów ilościowych w badanej grupie stali wymagać będzie dopracowanie technik selektywnego trawienia i/lub manualnego przygotowania każdego pola do analizy ilościowej. Stąd trudno jest jednoznacznie ocenić uzyskane wyniki pomiarów pod względem wiarygodności.

W pracy opracowano własny program do budowy numerycznych modeli przemian fazowych w stalach.



Rys. 1. Dylatogram próbki (Stal DP600) nagrzewanej z szybkością 3°C/s do temperatury 1000°C, z izotermicznym wyżarzaniem (100 sek.) międzykrytycznym przy temperaturze 810°C

Fig. 1. Dilatometric curve (DP600 steel) heated at 3°C/s to temperature of 1000°C, with intercritical annealing (100 sec.) at temperature of 810°C



Rys. 2. Mikrostruktura stali CP schłodzonej 2°C/s po odkształceniu $\varepsilon = -0,69$ przy temperaturze 870°C. Trawienie – nital (a), odczynnik LePera (b). Powiększenie 400×

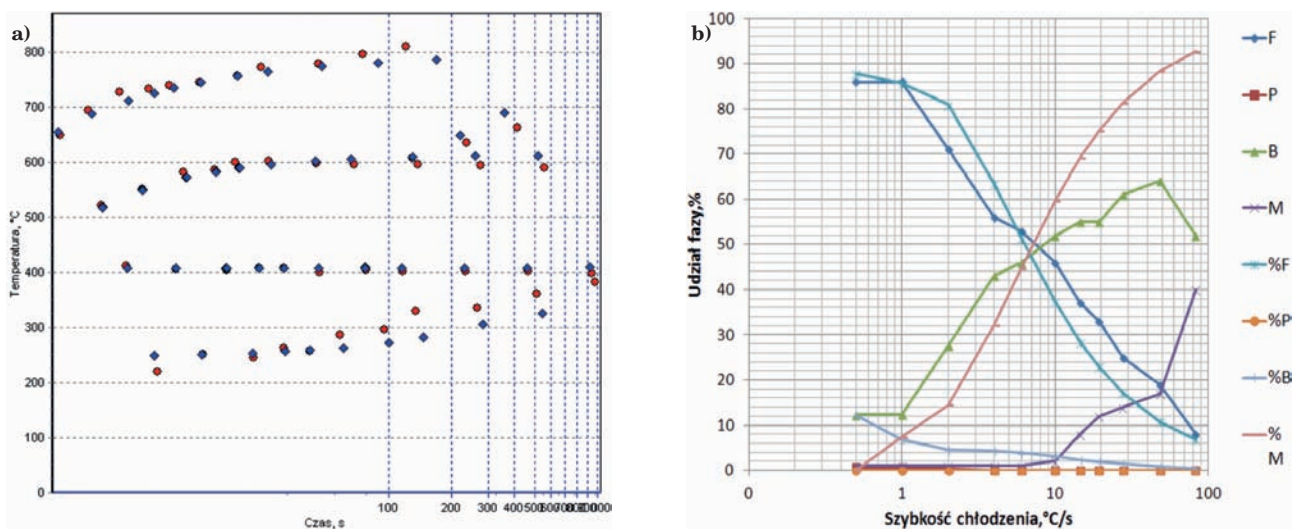
Fig. 2. Microstructure of CP steel cooled at 2°C/s after deformation $\varepsilon = -0,69$ at temperature of 870°C. Etched in Nital (a) and LePer etchant (b), magnification of 400×

Na podstawie kodu źródłowego Pietrzyka [7, 9] opracowano bibliotekę „DLL”, która zawiera matematyczne modele, wywoływane podczas wykonywania obliczeń bezpośrednich temperatur przemian i ułamków fazowych. Do poszukiwania wartości optymalnych współczynników modeli zastosowano dwie metody: Monte Carlo i Hooke’a-Jeevesa. Na podstawie analizy metod optymalizacji [14] wprowadzono możliwość hybrydowego zastosowania obu metod do poszukiwania minimum funkcji celu. Po wybraniu opcji hybrydowej program najpierw optymalizuje funkcję celu metodą Monte Carlo, a po uzyskaniu lokalnego minimum funkcji celu przechodzi do poszukiwania w jego otoczeniu jeszcze mniejszej wartości. Całość optymalizacji kończy się po realizacji wstępnie założonej liczby cykli.

Podjęto również próbę opracowania modelu przemian fazowych zachodzących w stali CP z wykorzystaniem nowego oprogramowania. Opracowanie modelu przeprowadzono w kilku etapach. W pierwszym etapie przygotowano dane wsadowe, a także pliki zawierające wyniki badań doświadczalnych. Następnie przy-

jęto wartości startowe wszystkich optymalizowanych współczynników modeli przemian i uruchomiono program wykorzystując optymalizację hybrydową (Monte Carlo i Hooke’a-Jeevesa). W toku analizy otrzymanych wyników zauważono, że największe różnice występują w przypadku przemiany perlitycznej i martenzytycznej. Dlatego dalszy etap pracy polegał na poszukiwaniu źródeł potencjalnych błędów i korygowaniu wartości startowych przed optymalizacją, ze stopniowym zawężaniem przedziałów zmienności. Z kolei największą poprawę dopasowania modelu dla przemiany martenzytycznej uzyskano po zmianie ustalonej wartości współczynnika w modelu Koistinena i Marburgera (8) z -0,011 na -0,033 (zmiana tej wartości nie wpłynęła na obliczone udziały tej fazy). Ostateczne wyniki obliczeń przedstawiono na rys. 3.

Opracowany model bardzo dobrze przewiduje zakresy temperaturowe przemian fazowych w badanej stali CP, znaczące błędy zauważono jednak w przypadku obliczonych udziałów bainitu i martenzytu. Rozwiązanie problemu niezgodności w obliczonej zawartości tych faz



Rys. 3. Porównanie obliczonego (niebieskie) i doświadczalnego (czerwone) wykresu CTP_c (a) oraz obliczonych (prefiks %) i zmierzonych udziałów objętościowych faz (b), stali CP

Fig. 3. Comparison of calculated (blue points) and experimental (red points) CCT diagram (a), as well as calculated (prefix%) and measured volume fractions of phases (b), for CP steel

Tablica 5. Wartości opracowanych parametrów modelu przemian fazowych dla stali CP

Table 5. Values of determined parameters of model describing phase transformations for CP steel

Ferryt					Martensyt		
a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_{26}	a_{27}	
0,907448	0,745042	229,8605	151,8015	2,775715	408,627800	88,898580	
Perlit							
a_9	a_{10}	a_{11}	a_{12}	a_{13}	a_{14}	a_{15}	a_{16}
12,00193	89,44209	0,00067	0,688125	3,412075	0,001	0,097374	0,03143
Bainit							
a_{17}	a_{18}	a_{19}	a_{20}	a_{21}	a_{22}	a_{23}	a_{24}
606,3966	50,418040	2,664862	724,484000	4,779598	11,117220	1,084742	2,088564

to oprócz błędów oceny ilościowej, konieczność rozdzielania przemiany bainitycznej na etap tworzenia np. bainitu górnego i dolnego co wymagać będzie powtórnej analizy dylatometrycznej i modyfikacji modelu.

Ponadto, liczne publikacje wskazują na niedostatki klasycznego modelu Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA) [15–18].

Opracowane współczynniki przemian fazowych dla stali S-85, poddanej odkształceniu przy temperaturze 870°C, zamieszczono w tablicy 5.

6. PODSUMOWANIE

W pracy przeprowadzono ilościową analizę składu fazowego stali DP i CP poddanej trawieniu odczynnikiem LePera. Wyniki tych pomiarów zestawiono z rezultatami analizy dylatometrycznej i pomiarami przeprowadzonymi na zglądach trawionych nitalem. Wskazano

możliwe źródła błędów przy stosowaniu automatycznej analizy obrazu.

Opracowano własny program do identyfikacji parametrów numerycznych modeli przemian fazowych w stalach. W stosunku do dotychczas używanego wykorzystano inne metody optymalizacji do poszukiwania parametrów modeli przemian fazowych, a mianowicie stochastyczną metodę Monte Carlo, bezgradientową metodę Hooke'a-Jeevesa oraz ich hybrydowe połączenie.

Podjęto próbę opracowania numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej z wykorzystaniem nowego oprogramowania. Opracowany model bardzo dobrze przewiduje zakresy temperaturowe przemian fazowych w badanej stali CP, znaczące błędy zauważono jednak w przypadku obliczonych udziałów bainitu i martensytu, co będzie przedmiotem przyszłych analiz i doskonalenia opracowanego oprogramowania.

LITERATURA

- PN-68/H-04500, „Badania dylatometryczne metali i ich stopów,” 1968
- Stahl-Eisen-Prüfblatt, 1680-61, Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen, STAHL-EISEN-Prüfblätter (SEP) des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, 3rd edition, 1990
- Stahl-Eisen-Prüfblatt, 1681, Guidelines for preparation, execution and evaluation of dilatometric transformation test on iron alloys, STAHL-EISEN-Prüfblätter (SEP) des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, 2nd edition, 1998
- Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations, ASTM Committee A01 on Steel, Stainless Steel and Related Alloys, Published March 2004
- Hairer F., Karelková A., Kremaszky C., Werner E., Hebesberger T., Pichler A. Etching techniques for the microstructural characterization of complex phase steels by light microscopy, Artykuł znaleziono pod adresem: http://www.mtf.stuba.sk/docs/internetovy_casopis/2008/4mimor/hairer.pdf
- Amar K., De Speer J.G., Matlock D.K.: Color tint-etching for multiphase steels, *Advanced Materials & Processes*, February 2003, pp. 27-30
- Zalecki W., Kuziak R., Molenda R.: „Matematyczne modelowanie i analiza przemian fazowych zachodzących w strukturze stali bainitycznych podczas chłodzenia, po walcowaniu na gorąco.” Sprawozdanie IMŻ nr S0-0679, Maj 2009
- Donnay B., Herman J.C., Leroy V., Lotter U., Grossterlinden R., Pircher H., Microstructure evolution of C-Mn steels in the hot deformation process: the STRIPCAM model, *Mat. Konf. Modelling of Metal Rolling Processes*, ed., Beynon J.H., Ingham P., Teichert H., Waterson K., London, 1996, 23-35
- 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
- Umamoto M., Hiramatsu A., Moriya A., Watanabe T., Nanba S., Nakajima N., Anan G., Higo Y., Computer Modelling of Phase Transformation from Work-hardened Austenite, *ISIJ Int.*, 32, 1992, 306-315
- Pietrzyk M., Kuziak R., Kondek T., Physical and Numerical Modelling of Plastic Deformation of Steels in Two-Phase Region, *Proc. 45th MWSP Conf.*, Chicago, 2003, 209-220
- Scheil E., Anlaufzeit der Austenitumwandlung, *Archiv. Für Eisenhüttenwesen*, *Archiv. Für Eisenhüttenwesen*, 12, 1935, 565-67
- Dong-WOO Suh, Chang-Seok Oh, Sung-Joon Kim, Dilatometric analysis of austenite formation during Intercritical annealing, *Metals and materials Int.* Vol. 14, No. 3, 2008, pp. 275-282
- Twardochleb M.: Autoreferat do pracy doktorskiej pt. Propozycja algorytmizacji hybrydowej metody optymalizacji funkcji wielu zmiennych w zastosowaniu do systemów wspomaganie decyzji, Politechnika Szczecińska 2005
- Alekseechkin N.V., Extension of the Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami theory to growth laws of diffusion type. *Journal of Non-Crystalline Solids* 357 (2011) p. 3159-3167
- Burkelo A.A., Fraś E., Kapturkiewicz W.: About Kolmogorov's statistical theory of phase transformation. *Materials Science & Engineering A* 413-414 (2005) p. 429-434
- Tomellini M., Fanfoni M.: Eliminating overgrowth effects in Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami model through the correlation among actual nuclei. *Physica A* 333 (2004) 65-70
- Shur V., Romyantsev E., and Makarov S.: Kinetics of phase transformations in real finite systems: Application to switching in ferroelectrics. *Journal of applied physics*, vol. 84 No. 1, 1 July 1998, pp. 445-451