

Władysław ZALECKI, Ryszard MOLENDĄ

Instytut Metalurgii Żelaza im. St. Staszica

Maciej PIETRZYK

AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej

NUMERYCZNY MODEL PRZEMIAN FAZOWYCH ZACHODZĄCYCH W STALI KONSTRUKCYJNEJ WIELOFAZOWEJ

Artykuł prezentuje wyniki prac wykonanych w ramach projektu badawczo rozwojowego nr N R07 0008 04 (nr IMŻ PR 0015) pt.: „Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem metod symulacji fizycznej i numerycznej”, których celem było opracowanie numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej. Opracowanie modelu poprzedziły badania dylatometryczne, których wyniki stanowiły podstawę obliczeń numerycznych. Opracowano modele numeryczne dla stali konstrukcyjnej wielofazowej nie poddawanej odkształceniu, a także odkształconej przy różnych temperaturach, tj. gwarantujących pełną rekrytalizację struktury odkształconego austenitu jak i jej powstrzymanie przed rozpoczęciem chłodzenia. Do identyfikacji parametrów modelu numerycznego wykorzystano metodę obliczeń odwrotnych.

Słowa kluczowe: stal wielofazowa, przemiany fazowe, modelowanie matematyczne

NUMERICAL MODEL FOR PHASE TRANSFORMATIONS OCCURRING IN MULTI-PHASE STEEL

The paper presents results of research undertaken to develop the numerical model of phase transformations occurring in multi-phase (CP) steel. Dilatometric measurements were carried out prior to numerical model development. Numerical models were developed both for non-deformed and deformed at different temperatures multi-phase steel. Deformation of the steel was carried out above and below recrystallization temperature of austenite prior to cooling. The inverse method was applied for identification of numerical model parameters.

Key words: multi-phase steel, phase transformations, mathematical modelling

1. WSTĘP

Stale konstrukcyjne CP (Complex Phase) obok stali DP (Dual Phase) i TRIP (Transformation induced plasticity) należą do grupy nowoczesnych stali wielofazowych o podwyższonej wytrzymałości AHSS (Advanced High Strength Steels). Stale CP są stalami wielofazowymi, tj. ich struktura jest złożona głównie z ferrytu i bainitu, z pewną zawartością martenzytu i niewielkich ilości pozostałego austenitu i/lub perlitu. Charakteryzują się wysokim stosunkiem R_e do R_m . Generalnie stale CP są łatwe do formowania na zimno i idealne do formowania przez rozciąganie i formowania rolkowego. Stale konstrukcyjne wielofazowe o wysokiej wytrzymałości znajdują zastosowanie szczególnie w przemyśle motoryzacyjnym i transportowym.

Celem prac badawczych w projekcie rozwojowym było opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z me-

tali i stopów z wykorzystaniem symulacji fizycznej i numerycznej. Praktycznym celem prowadzonych badań było wykorzystanie opracowanych modeli do symulacji komputerowej procesów technologicznych. Celem realizowanego zadania było opracowanie równań pozwalających przewidywać postęp przemian fazowych w wyrobie, który poddawany jest zabiegom obróbki cieplno-plastycznej i/lub obróbki cieplnej. Istotne znaczenie miała dokładna identyfikacja i matematyczny opis mechanizmów mikrostrukturalnych, które pozwalają na opracowanie modelu fizycznego. Tylko taki model w trakcie symulacji numerycznej może być ekstrapolowany poza przedział parametrów technologicznych, dla którego opracowano równania konstytutywne.

W 2008 roku pozyskano dzięki współpracy z AGH program pozwalający identyfikować parametry modeli opisujących przemiany fazowe w stali, z wykorzystaniem danych doświadczalnych. Szczegółowy opis programu „CCT Builder” znajduje się w pracach [1, 2].

Niniejsza publikacja zawiera wyniki badań oryginalne zamieszczone w pracach [2, 3], dotąd niepublikowanych.

2. MODELE MATEMATYCZNE PRZEMIAN FAZOWYCH

Do opracowania matematycznego modelu przemian fazowych w stali S-85 (tablica 1) zastosowano program „CCT Builder”. Podstawą do opracowania modeli były wyniki badań dylatometrycznych przedstawione w pracach [2, 3].

W obliczeniach modelowych ułamek objętościowy fazy X_f w funkcji czasu t jest obliczany za pomocą równania Avrami'ego¹ w postaci:

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

Dla przemiany ferrytycznej współczynnik n jest stały, współczynnik k zależy od temperatury i obliczany za pomocą zmodyfikowanej funkcji Gaussa (2):

$$k = k_{\max} \exp\left[-\left(\frac{T - T_{nose}}{a_8}\right)^{a_7}\right] \quad (2)$$

gdzie:

$$k_{\max} = \frac{a_5}{D_\gamma}, \quad T_{nose} = Ae_3 + \frac{400}{D_\gamma} - a_6,$$

D_γ – wielkość ziarna austenitu opisana średnią cięciwą.

Cztery współczynniki w równaniu (2) k_{\max} , T_{nose} , a_7 , a_8 pozwalają odtworzyć kształt krzywej „C” na wykresie CTP. I tak, k_{\max} jest największą wartością współczynnika k , T_{nose} jest współrzędną temperatury („nosa” krzywej „C”) w pozycji szczytu funkcji Gaussa, a_7 jest współczynnikiem proporcjonalnym do szerokości krzywej rozkładu w połowie jej wysokości, natomiast a_8 charakteryzuje stromość krzywej.

Dla przemiany perlitycznej wprowadzono „okres inkubacyjny” opisany za pomocą równania (3):

$$\tau_p = \frac{a_9}{(A_{e1} - T)^{a_{11}}} \exp\left(\frac{1000 a_{10}}{RT}\right) \quad (3)$$

Kinetykę przemiany opisuje równanie Avrami'ego z zależnością od wielkości ziarna D oraz współczynnikiem k_p zależnym od temperatury:

$$X_p = 1 - \exp\left(-\frac{k_p}{D^{a_{16}}} t^n\right) \quad (4)$$

$$k_p = a_{14} \exp\left(a_{13} - a_{12} \frac{T}{100}\right) \quad (5)$$

W przemianie bainitycznej obok okresu inkubacyjnego w postaci równania (6):

$$\tau_b = \frac{a_{17}}{(A_{e1} - T)^{a_{19}}} \exp\left(\frac{1000 a_{18}}{RT}\right) \quad (6)$$

kinetykę opisuje równanie (7), jednakże na podstawie wyników wstępnych obliczeń z modelu usunięto zależność od wielkości ziarna.

$$X_b = 1 - \exp(-k_b t^n) \quad (7)$$

$$k_b = a_{23} \exp\left(a_{22} - a_{21} \frac{T}{100}\right) \quad (8)$$

Współczynnik n w równaniu Avrami'ego jest oznaczony jako a_4 , a_{15} , a_{24} , odpowiednio dla przemian ferrytycznej, perlitycznej i bainitycznej. Modelując przemianę bainityczną, dla bainitu dolnego wprowadzono stały wykładnik Avrami'ego $n = 1,25$.

Temperaturę początku przemiany bainitycznej obliczono według równania:

$$T_b = a_{20} - 425[C] - 42,5[Mn] - 31,5[Ni], \quad (9)$$

a temperaturę początku przemiany martenzytycznej:

$$T_m = a_{26} - a_{27} C_\gamma \quad (10)$$

gdzie: a_{20} , a_{26} , a_{27} – współczynniki w równaniach (9) i (10); [C], [Mn], [Ni] – zawartość odpowiednio węgla, manganu i niklu w stali; C_γ – średnia zawartość węgla w austenicie.

W obliczeniach stosowana była reguła addytywności. Do znalezienia optymalnych współczynników modeli przemian fazowych program „CCT Builder” wykorzystuje metodę odwrotną i optymalizację metodą simpleks.

3. BADANIA DOŚWIADCZALNE

3.1. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań była doświadczalna stal wielofazowa (wytop o symbolu S-85, o składzie chemicznym podanym w tablicy 1).

Tablica 1. Skład chemiczny doświadczalnej stali wielofazowej S-85, %masowe

Table 1. Chemical composition of experimental multi-phase steel S-85, wt %

C	Si	Mn	P max	S max
0,09	0,41	1,55	0,011	0,011
Cr	Ni	Ti	Al _{met.}	Cu
0,32	0,22	0,13	0,045	0,22

Wlewki po odcięciu głowy przekuto na pręty $\phi 10$ mm, z których wykonano próbki do badań dylatometrycznych. Badania dylatometryczne przeprowadzono za pomocą dylatometru DIL805 A/D wyposażonego w głowicę pomiarową typu LVDT.

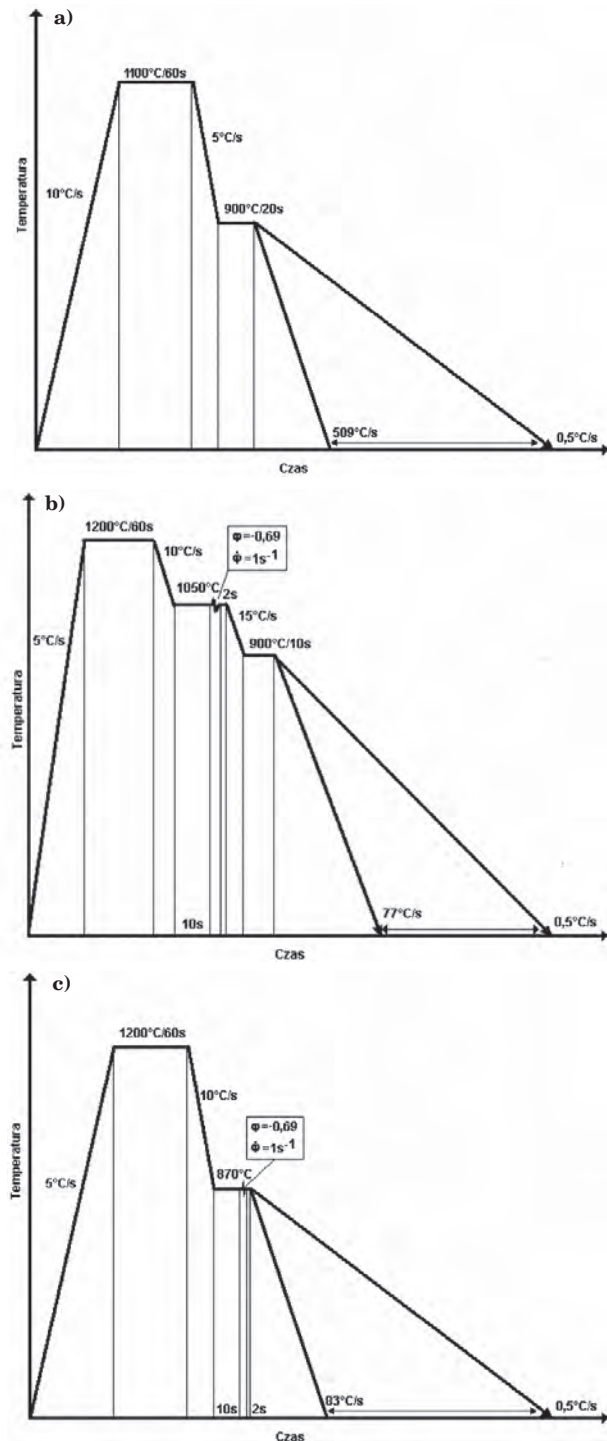
Wszystkie próbki austenitzowano w próżni $\sim 10^{-4}$ mbar. Do chłodzenia próbek z szybkościami większymi niż $0,5^\circ\text{C/s}$ stosowano gazy sprężone – azot i hel.

Badania przeprowadzono w warunkach bez odkształcenia austenitu jak i z uprzednim odkształceniem przed rozpoczęciem chłodzenia. Zastosowano dwa warianty odkształcenia, tj. przy temperaturze 1050°C , gwarantującej pełną rekrystalizację austenitu, jak i przy temperaturze 870°C , gdzie skutki gniotu zachowane są do momentu rozpoczęcia przemiany fazowej austenitu. Schematy przeprowadzonych doświadczeń pokazano na (rys. 1).

Analizę wyników, wyznaczanie temperatur krytycznych oraz zakresów przemian fazowych, wykonywano wg [4], z zastosowaniem techniki przykładania stycznej do krzywej dylatacyjnej w pobliżu początku i końca przemiany fazowej. W przypadku przemian nieroz-

¹ Uwaga: Numerację parametrów „a” zachowano zgodnie z wykorzystywanym programem, stąd brak kolejności.

dzielnych w analizie wykorzystywano różniczkowanie numeryczne krzywych dylatacyjnych. W przypadku analizy słabo zaznaczonych efektów przemian fazowych, np. przemiany ferrytycznej i/lub perlitycznej, do wyznaczania temperatur początku i końca przemiany wykorzystywano własną metodykę opartą o transformację liniową analizowanego odcinka krzywej dylatacyjnej.



Rys. 1. Warianty doświadczeń zastosowanych do identyfikacji współczynników modeli przemian fazowych: a) bez odkształcenia; b) austenit zrekrystalizowany; c) niezrekrystalizowana struktura austenitu

Fig. 1. Variants of experiments carried out for identification of coefficients of phase transformation models: a) non-deformed austenite; b) recrystallized austenite; c) non-recrystallized austenite structure

Badania metalograficzne wykonano na zgładach metalograficznych trawionych w 3% nitalu. Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego wyposażonego w cyfrowy zapis obrazu (firmy Canon). Zapis mikrostruktury prowadzono dla 4 pól przy powiększeniu 400 \times , a ponadto w jednym przypadku dla wybranego pola przy powiększeniu 800 \times .

Dla wszystkich próbek przeprowadzono również badania mikrostruktury z wykorzystaniem wysokorozdzielczego skaningowego mikroskopu elektronowego Inspect F (firmy FEI).

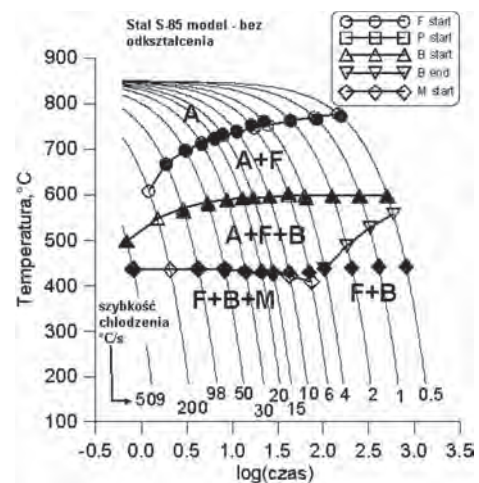
Pomiary twardości przeprowadzono za pomocą twarościomierza Vickers HTM 1839, przy obciążeniu 49N. Na każdej próbce wykonano po 4 odciski.

3.2 IDENTYFIKACJA I OPTYMALIZACJA PARAMETRÓW MODELU OPISUJĄCEGO PRZEBIEG PRZEMIAN FAZOWYCH

Proces identyfikacji parametrów w modelu przemian fazowych opierał się o metodę obliczeń odwrotnych. Metoda ta została opisana w licznych publikacjach [5–8], a wyznaczanie parametrów reologicznych materiałów podczas odkształcenia plastycznego metodą obliczeń odwrotnych jest już powszechnie stosowaną praktyką [5–14]. W programie „CCT_Builder” metoda ta jest wykorzystywana do wyznaczenia parametrów materiałowych w modelach opisujących przebieg przemian fazowych. Szczegółowy opis metody podano w pracy [1]. Proces identyfikacji współczynników modelu przebiega dwuetapowo. Najpierw rozwiązywany jest problem wprost, a następnie zagadnienie odwrotne z wykorzystaniem technik optymalizacyjnych. W obliczeniach zastosowano metodę bezgradientową optymalizacji Simplex.

3. WYNIKI OBLICZEŃ DLA STALI CP WYTOP S-85

Otrzymane wyniki w postaci parametrów modeli przedstawiono w tablicach 2–4, a także pokazano na rysunkach 2–7, na których przedstawiono obliczone



Rys. 2. Porównanie obliczeniowego i rzeczywistego wykresu przemian fazowych CTP_c stali S-85, bez wstępnego odkształcenia austenitu

Fig. 2. Calculated and experimental CCT diagram for S-85 multi-phase steel, non-deformed austenite

Tablica 2. Wartości współczynników modelu przemian fazowych – austenit nie odkształcony

Table 2. Coefficients of phase transformation model – non-deformed austenite

a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_9	a_{10}	a_{11}	a_{12}	a_{13}	a_{14}	a_{15}
0,708	0,99876	215,366	86,38	2,9677	24,5126	41,408	0,062729	0,07049	3,13	0,001	2,083
a_{16}	a_{17}	a_{18}	a_{19}	a_{20}	a_{21}	a_{22}	a_{23}	a_{24}	a_{26}	a_{27}	
0,0326	192,966	51,63	2,837	710,08	0,79478	2,728	0,6315	0,766	446,8	119,5	

Tablica 3 Wartości współczynników modelu przemian fazowych – temperatura odkształcenia 1050°C

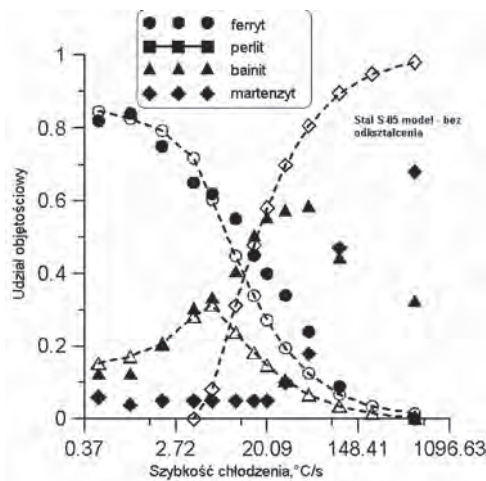
Table 3. Coefficients of phase transformation model – austenite deformed at 1050°C

a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_9	a_{10}	a_{11}	a_{12}	a_{13}	a_{14}	a_{15}
0,95629	0,569	242,1	220,3	2,998	0	0	0	0,0735	3,336	0,0088	0,411
a_{16}	a_{17}	a_{18}	a_{19}	a_{20}	a_{21}	a_{22}	a_{23}	a_{24}	a_{26}	a_{27}	
0,0558	632,5	51,71	2,841	710,8	1,1575	4,876	0,9727	0,586	446,8	125,3	

Tablica 4. Wartości współczynników modelu przemian fazowych – temperatura odkształcenia 870°C

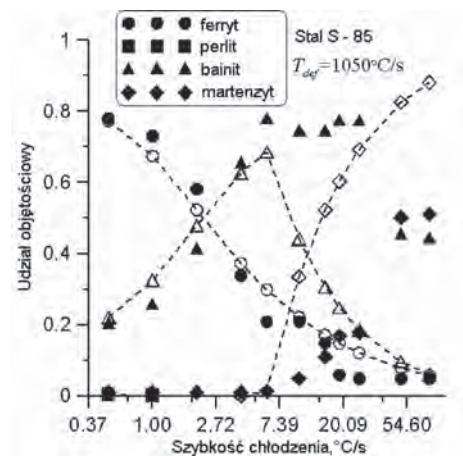
Table 4. Coefficients of phase transformation model – austenite deformed at 870°C

a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_9	a_{10}	a_{11}	a_{12}	a_{13}	a_{14}	a_{15}
0,973	0,593	255,6	166,7	2,896	12,3	89	0	0,735	3,336	0,0088	0,411
a_{16}	a_{17}	a_{18}	a_{19}	a_{20}	a_{21}	a_{22}	a_{23}	a_{24}	a_{26}	a_{27}	
0,0558	626,3	52,46	2,7788	718,3	4,068	15,22	1,26	1,62	426,8	125,3	



Rys. 3. Porównanie udziałów objętościowych uzyskanych w obliczeniach i wyznaczonych doświadczalnie w stali S-85, bez wstępnego odkształcenia austenitu

Fig. 3. Calculated and experimentally determined volume phase fractions in S-85 steel, non-deformed austenite



Rys. 5. Porównanie udziałów objętościowych uzyskanych obliczeniowo i określonych doświadczalnie w stali S-85, temperatura odkształcenia austenitu – 1050°C

Fig. 5. Calculated and experimentally determined volume phase fractions in S-85 CP steel, austenite deformed at 1050°C

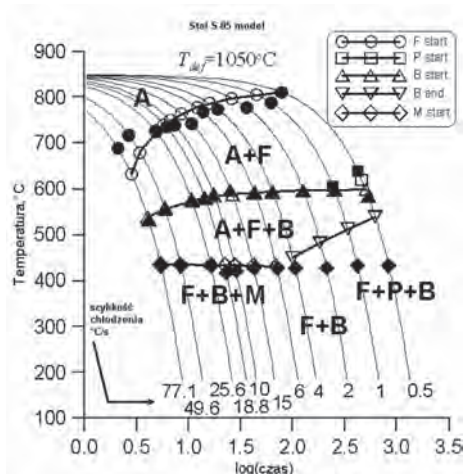
Rys. 4. Porównanie obliczeniowego i rzeczywistego wykresu przemian fazowych OCTP_c w stali S-85, temperatura odkształcenia austenitu – 1050°C

Fig. 4. Calculated and experimental DCCT diagram for S-85 CP steel, austenite deformed at 1050°C

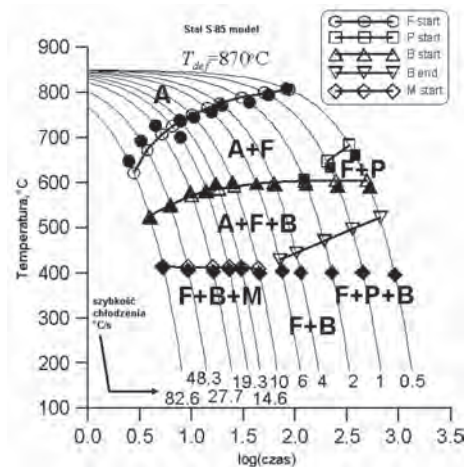
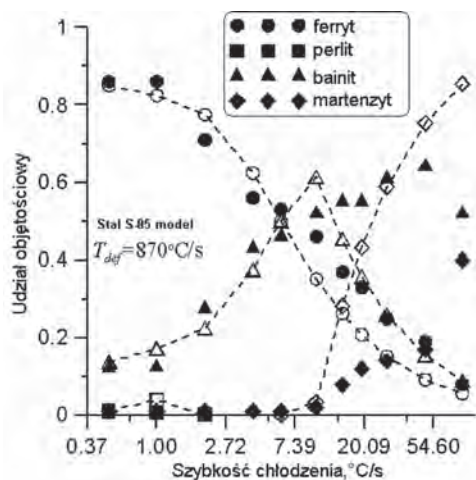
Rys. 6. Porównanie obliczeniowego i rzeczywistego wykresu przemian fazowych OCTP_c w stali S-85, temperatura odkształcenia austenitu – 870°C

Fig. 6. Calculated and experimental DCCT diagram for S-85 CP steel, austenite deformed at 870°C



Rys. 7. Porównanie udziałów objętościowych uzyskanych obliczeniowo i określonych doświadczalnie w stali S-85, temperatura odkształcenia austenitu - 870°C

Fig. 7. Calculated and experimentally determined volume phase fractions in S-85 CP steel, austenite deformed at 870°C

i opracowane w wyniku przeprowadzonych badań dylatometrycznych wykresy CTP_c oraz wykresy ilustrujące zależność udziału składników fazowych od szybkości chłodzenia. Pełne znaczki odpowiadają wynikom doświadczalnym, zaś puste obliczonym.

5. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Głównym celem pracy było opracowanie modeli matematycznych przemian fazowych dla wielofazowej stali CP. Zrealizowanie celu pracy wymagało opracowania wykresów przemian fazowych CTP_c i OCTP_c dla doświadczalnej stali (S-85, tablica 1), w stanie nieodkształconym i odkształconym przed rozpoczęciem chłodzenia, przeprowadzenia pomiarów twardości oraz wykonania badań mikrostruktury otrzymywanej po ochłodzeniu stali z różnymi szybkościami. Badania mikrostruktury wykonane początkowo z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej okazały się niewystarczające do prawidłowej identyfikacji składników mikrostruktury, stąd dodatkowo przeprowadzono badania struktury z wykorzystaniem techniki SEM.

Badania dylatometryczne przeprowadzono przy założeniu temperatury austenitowania 1100°C i krótkim czasie wytrzymania 1 minuta. Po austenitowaniu w takich warunkach uzyskano wielkość (średnia średnica) ziarna byłego austenitu ok. 10 μm (dla stali nieodkształconej). Tak stosunkowo drobne ziarno jest wynikiem dodania do stali tytanu w ilości 0,13% (tablica 1). Jak pokazuje opracowany wykres CTP_c (rys. 2) w zakresie szybkości chłodzenia większych lub równych 0,5°C/s, w strukturze występują trzy podstawowe składniki struktury tj. ferryt, bainit i martenzyt, nie licząc wtrąceń niemetalicznych oraz wydzielen, głównie węglików, azotków i/lub węglikoazotków na bazie tytanu [2]. Temperatura M_s stali S-85 wyniosła 438°C (stan nieodkształcony) i jest stosunkowo wysoka z uwagi na niską zawartość węgla (tablica 1, rys. 2). Badania przeprowadzone z wykorzystaniem SEM nie potwierdziły występowania perlitu w badanym zakresie szybkości chłodzenia. W próbce chłodzonej z szybkością 0,5°C/s

obok ferrytu i bainitu występował również martenzyt [2].

Model opracowany dla nieodkształconej stali S-85 bardzo dobrze odzwierciedla zakresy temperaturowe poszczególnych przemian, jedyne odstępstwo to brak przemiany martenzytycznej dla prędkości <6°C/s (rys. 2). W przypadku oceny udziałów objętościowych faz (rys. 3) opracowany model działa bardzo dobrze dla ferrytu. Dla bainitu wyniki są poprawne do szybkości chłodzenia 6°C/s. Ze zwiększeniem szybkości chłodzenia rozbieżności wzrastają. Wyniki doświadczalne wskazują, że martenzyt występuje już dla prędkości 0,5°C/s. Ilość martenzytu (określona dylatometrycznie) jest stała na poziomie 5% aż do szybkości chłodzenia 20°C/s. W obliczeniach przyjęto, że martenzyt pojawia się dopiero dla 6°C/s. Jeżeli dla tej prędkości w obliczeniach mamy ok. 5% martenzytu, to dla 20°C/s jest już 40%. Bardzo dobrą zgodność ułamków objętości otrzymuje się wówczas, gdy przyjmujemy założenie, że dopóki w pomiarach martenzyt nie przekracza 5% (czyli do 20°C/s), to w optymalizacji nie bierze się pod uwagę tej przemiany fazowej.

Wykresy OCTP_c opracowano dla dwóch temperatur odkształcenia: 1050°C i 870°C. Odkształcenie przeprowadzane przy dwóch różnych temperaturach wykazało dość znaczny wpływ temperatury odkształcenia na maksymalną wartość naprężenia. Obniżenie temperatury odkształcenia z 1050°C do 870°C skutkuje wzrostem naprężenia o ok. 100MPa do wartości ok. 225 MPa [2]. Wielkość średniej średnicy ziarna byłego austenitu była w obu wariantach z odkształceniem porównywalna i tylko średnio o 2 μm mniejsza po odkształceniu przy temperaturze 870°C, tj. 12 μm. Jest to wynikiem dużej trwałości wydzielen tytanu. Wprowadzenie odkształcenia austenitu wpłynęło głównie na przyspieszenie przemiany ferrytycznej i perlitycznej i obniżenie temperatury M_s, tym silniej im niższa była temperatura odkształcenia (rys. 2, 4, 6). Wraz z przyspieszeniem przemian wzrasta udział ferrytu i perlitu (niewielki w badanym zakresie szybkości chłodzenia).

Po odkształceniu stali S-85 przy temperaturze 1050°C i chłodzeniu z maksymalną szybkością (ok. 77°C/s) mikrostruktura składa się głównie z martenzytu i bainitu, ale w niewielkiej ilości występuje również ferryt (rys. 4 i 5). W przeciwieństwie do próbek nieodkształconych przy szybkości chłodzenia 1°C/s w strukturze pojawia się również perlit (rys. 2).

Podobnie do wariantu bez odkształcenia uzyskano dobrą zgodność opracowanego modelu dla zakresów temperaturowych przemian, przy założeniu braku przemiany martenzytycznej dla małych prędkości chłodzenia (<6°C/s – rys. 4).

W przypadku prognozowania udziałów objętościowych, model przewiduje poprawnie udział ferrytu, udział bainitu obliczony zgodny jest z określonym doświadczalnie do szybkości chłodzenia 10°C/s, potem jednak występuje rozbieżność na korzyść przemiany martenzytycznej i model przewiduje znacznie więcej martenzytu (kosztem bainitu) niż to wynika z pomiarów.

Obniżenie temperatury odkształcenia stali S-85 do 870°C nie wprowadza zasadniczych zmian w mikrostrukturze, która składa się z martenzytu, bainitu i ferrytu, którego ilość wzrasta w miarę zmniejszenia szybkości chłodzenia (rys. 6, 7). Widoczne jest również nieznaczne przyspieszenie przemiany perlitycznej

(rys. 2 i 6), co także potwierdzają badania mikrostruktury [2].

Model opracowany dla wariantu odkształcenia przy temperaturze 870°C dobrze opisuje zakresy temperaturowe przemian fazowych, przy założeniu braku przemiany martenzytycznej dla małych prędkości chłodzenia (<6°C/s – rys. 6), natomiast w przypadku ułamków objętości (rys. 7) podobnie jak opisywano wcześniej znaczne rozbieżności wystąpiły w przypadku ułamków objętości bainitu i martenzytu dla dużych prędkości chłodzenia (powyżej 10°C/s). Dla przemiany ferrytycznej uzyskano zadowalające wyniki.

6. WNIOSKI

Osiągnięcie przyjętego celu pracy było możliwe w wyniku przeprowadzenia badań dylatometrycznych i analizy mikrostruktury. Wyniki tych badań stanowiły podstawę do opracowania modeli matematycznych przemian fazowych zachodzących podczas chłodzenia wielofazowej stali typu CP. Do opracowania modeli zastosowano program „CCT Builder”, który umożliwił identyfikację wartości parametrów modeli przemian fazowych metodą odwrotną. Wykonane badania oraz przeprowadzone obliczenia pozwoliły na wyciągnięcie następujących wniosków:

1. Struktura stali CP w stanie nieodkształconym składa się głównie z ferrytu, bainitu i martenzytu, w zakresie szybkości chłodzenia nie mniejszych niż 0,5°C/s.
2. Wprowadzenie odkształcenia austenitu wpłynęło głównie na przyspieszenie przemiany ferrytycznej i perlitycznej oraz obniżenie temperatury M_s .
3. Opracowano modele przemian fazowych stali CP, zarówno dla stanu austenitu nieodkształconego jak i odkształconego. Uzyskane modele zadowalająco przewidują zakresy temperatur przemian, jednakże w przypadku prognozowana udziałów objętościowych faz największe odstępstwa od wyników doświadczalnych wystąpiły dla modeli opisujących przemianę bainityczną i martenzytyczną, przy szybkościach chłodzenia przekraczających 10°C/s.
4. Opracowane modele mogą być wykorzystane do symulacji numerycznej chłodzenia stali CP z uwzględnieniem zachodzących przemian fazowych. Wymaga to jednak zaimplementowania ich w strukturze programu symulującego.

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

LITERATURA

1. Zalecki W., Opracowanie numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej. Cz. I, wykonanej w ramach projektu Nr PR 0015 pt: Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem metod symulacji fizycznej i numerycznej. Sprawozdanie IMŻ nr PR 0015 11, Gliwice, listopad 2008.
2. 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, Gliwice, maj 2009.
3. Zalecki W., Molenda R., Opracowanie numerycznego modelu przemian fazowych zachodzących w stali konstrukcyjnej wielofazowej. Cz. II, wykonanej w ramach projektu Nr PR 0015 pt: Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem metod symulacji fizycznej i numerycznej. Sprawozdanie IMŻ nr PR 0015 11, Gliwice, listopad 2009.
4. 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.
5. Sheil E., Anlaufzeit der Austenitumwandlung. Arch. Eisenhüttenwesen, 12, 1935, s.565-567.
6. Donnay, B., Herman, J.C., Leroy, V., Lotter, U., Grossterlinden, R., Pircher, H., 1996, Microstructure Evolution of C-Mn Steels in the Hot Deformation Process: The STRIPCAM Model, Proc. 2nd Conf. Modelling of Metal Rolling Processes, (eds), Beynon, J.H., Ingham, P., Teichert, H. and Waterson, K., London, 1996, 23-35.
7. Suehiro M., Senuma T., Yada H., Sato K., 32, 1992, Application of Mathematical Model for Predicting Microstructural Evolution to High Carbon Steels, ISIJ Int., 433-439.
8. Liu Z., Wang G., Gao W., Modelling of Phase Transformation Behaviour in Hot Deformed and Continuously Cooled C-Mn Steels. J. Mat. Eng. Perform., 5, 1996, 521-525.
9. Senuma T., Suehiro M., Yada H., Mathematical Models for Predicting Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Hot Strips, ISIJ Int., 32, 1992, 423-432.
10. Umemoto 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.
11. Lenard J.G., Pietrzyk M., Cser L., Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Steels, Elsevier, Amsterdam, 1999.
12. Gelin J.C., Ghouati O., The Inverse Method for Determining Viscoplastic Properties of Aluminium Alloys, Eds, Hartley P., Pillinger I., Sturgess C.E.N., Hall R., Pietrzyk M., Kusiak J., Metal Forming'94, Birmingham, J. Mat. Proc. Techn., 34, 1994, 435-440.
13. Gavrus A., Massoni E., Chenot J.L., An Inverse Analysis Using a Finite Element Model for Identification of Rheological Parameters, Metal Forming'96, Eds, Pietrzyk M., Kusiak J., Hartley P., Pillinger I., Krakow, J. Mat. Proc. Techn., 60, 1996, 447-454.
14. Khoddam S., Lam Y.C., Thomson P.F., Numerical Results Achieved with an Inverse Computational Method for Determining the Constitutive Parameters using the Hot Torsion Test Results, Steel res., 67, 1996, 39-43.