

## OPRACOWANIE MODELU KONSTITUTYWNEGO DLA STALI ODKSZTAŁCANYCH PLASTYCZNIE W ZAKRESIE DWUFAZOWYM I MODELU KINETYKI WYDZIELEŃ WĘGLIKOAZOTKÓW NIOBU

TOMASZ KONDEK, BARBARA NIŻNIK

### *MODELLING OF FLOW STRESS DURING TWO-PHASE DEFORMATION OF STEELS AND INFLUENCE OF NIOBIUM ON PRECIPITATION KINETICS*

#### *Abstract*

*Development of new processes of plastic deformation of alloys and increasing possibilities of already existing ones is very often considered independently in two main categories: to obtain the required shape and quality of surface, or to obtain mechanical properties. Increasing expectations of regarding quality of products cause that these problems must be consider simultaneously. It determines that designing of the technology of the processes should be realized this way that heat treatment of the material is performed during cooling after hot forming. Thus, such parameters of the process should be selected that complex structural and mechanical properties are obtained while high requirements of shape and surface quality are maintained. This objective cannot be reached without application of numerical modelling of phenomena, which take place during thermomechanical processing. The objectives of the present work are to contribute to development and testing of models describing behaviour of steels during deformation in the two-phase range of temperatures. The models for the carbon-manganese steel and microalloyed steel are described and tested. The effect of precipitation in the microalloyed steels on their behaviour is accounted for in the model.*

### 1. WPROWADZENIE

Dotychczasowe doświadczenia związane z rozwojem metod obróbki cieplno-plastycznej wskazują, że podstawową rolę w projektowaniu i ulepszaniu procesów przemysłowych spełniają symulatory przeróbki plastycznej (Lenard i in., 1999). Celem badań w zakresie przeróbki plastycznej prowadzonych za pomocą tych urządzeń jest:

- wyznaczenie podstawowych charakterystyk materiałowych.

- przeprowadzenie fizycznej symulacji procesu technologicznego.

Przeprowadzone badania na symulatorach termomechanicznych wykazały, że jednym ze sposobów osiągnięcia specjalnych właściwości niektórych gatunków stali jest prowadzenie odkształcenia w zakresie przemiany austenit-ferryt. Problem ten został wstępnie rozeznany w badaniach doświadczalnych (Davenport i in., 1999, Chabbi i in., 2000), ale brak jest kompleksowego matematycznego opisu zachowania się stali odkształcanych w zakresie przemiany fazowej.

T. Kondek, B. Niżnik, Zakład Komputerowego Modelowania Procesów Metalurgicznych, Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie



Modele tego zjawiska są niezbędne dla efektywnego projektowania technologii procesów plastycznej przeróbki. Dlatego za podstawowy cel badań w niniejszym projekcie postawiono sobie opracowanie modelu konstytutywnego dla stali węglowo-manganowych kształtowanych plastycznie w zakresie dwufazowym.

Kompleksowe ujęcie problemu projektowania technologii plastycznej przeróbki stali w zakresie dwufazowym wymaga przeprowadzenia obszernych badań obejmujących zarówno analizę zachowania się materiału w skali mikro, w tym analizę zmian zachodzących w strukturze, jak i analizę zachowania się materiału jako continuum w rozumieniu mechaniki ciała stałego. W niniejszej pracy skupiono się na tym drugim zagadnieniu, stawiając sobie za cel opracowanie modelu konstytutywnego włączonego do prawa plastycznego płynięcia dla materiałów dwufazowych. Badania przeprowadzono dla stali węglowo-manganowej i stali z mikrododatkiem niobu. W tym drugim przypadku przeprowadzono analizę kinetyki wydzielania węglikoazotków niobu w warunkach doświadczenia. W konsekwencji, dla zrealizowania postawionego celu przeprowadzono następujące badania doświadczalne:

- spęczanie osiowosymetrycznych próbek cylindrycznych ze stali niskowęglowej i stali z mikrododatkiem niobu w zakresie austenitu, ferrytu oraz w zakresie dwufazowym,
- badania dylatometryczne dla tych stali w celu uzyskania wykresów CTP,
- analizę odwrotną dla przeprowadzonych badań i opracowanie modelu reologicznego.

### 1.1. Metody poprawy właściwości wyrobów ze stali konstrukcyjnych węglowo-manganowych

Konwencjonalna technologia wytwarzania wyrobów stalowych obejmuje walcowanie na gorąco w zakresie austenitycznym. Obniżenie temperatury walcowania do zakresu dwufazowego otwiera nowe możliwości kształtowania mikrostruktury i właściwości wyrobów. Alternatywą dla tego podejścia jest walcowanie według cyklu w trzech etapach. Pierwsze dwa wstępne etapy w zakresie austenitu, a trzeci w zakresie dwufazowym. Odształcenie w zakresie dwufazowym można zatem uznać za sposób obróbki cieplno-plastycznej, realizowanej głównie przy walcowaniu blach i drutu. W tym procesie kolejne przepusty następują w coraz to niższych temperaturach w trakcie przemiany fazowej. Obróbka taka powoduje powstanie drobnej mikrostruktury ferrytycznej umocnionej cząstkami węglików. Wywołuje to wzrost wytrzymałości i ciągliwości, a odporność na rozprzestrzenianie

się pęknięć wzrasta nawet o rząd wielkości (Przybyłowicz, 1999). Autor pracy (Majta, 2000) stwierdza, że podczas odkształcenia niskostopowych stali z mikrododatkiem (HSLA) zwiększenie prędkości odkształcenia powoduje zwiększenie generowania zarodków ferrytu. Wysokie prędkości odkształcenia ograniczają również procesy zdrowienia występujące w trakcie i po odkształceniu i przez to zwiększają siłę pędną przemiany. Z drugiej strony szybkość zarodkowania zwiększa się dla małych prędkości odkształcenia (w związku z dłuższym czasem i większą liczbą mogących powstać zarodków) prowadząc do rozdrobnienia ziarna ferrytu. Wywołuje to jednak znaczne niejednorodności w końcowym produkcie. Innymi słowy, odkształcanie w zakresie dwufazowym powoduje rozdrobnienie ziarna ferrytu, ale prowadzi do niejednorodności struktury. Stale poddane trzeciemu etapowi odkształcenia mają strukturę składającą się z mieszaniny zrekrytalizowanego ferrytu, nieodkształconego ferrytu oraz odkształconego ferrytu w proporcjach zależnych od wielkości odkształcenia, temperatury odkształcenia oraz składu chemicznego stali. Analiza badań prac różnych autorów (Gladman, 1997, Majta, 2000, Chabbi, 2000) wykazuje, że walcowanie wybranych gatunków stali w zakresie temperatur odpowiadającym przemianie austenit – ferryt pozwala na uzyskanie specjalnych właściwości wyrobów gotowych. Problematyka ta jest dość szeroko omówiona w cytowanych powyżej pracach od strony doświadczalnej, ale brak jest w pełni skutecznych modeli teoretycznych. Dlatego w ramach niniejszej pracy podjęto badania nad opisaniem procesu odkształcania stali w zakresie dwufazowym ze szczególnym uwzględnieniem modelu naprężenia uplastyczniającego oraz jego połączenia z modelem przemian fazowych.

## 2. MODELE KONSTYTUTYWNE

Model konstytutywny jest to opis zależności rozważanej wielkości fizycznej od mających na nią wpływ warunków pola, w którym ta wielkość się zmienia. W przypadku niniejszej pracy modelem konstytutywnym jest opis zależności naprężenia uplastyczniającego odkształcanego materiału od takich parametrów jak wielkość odkształcenia, temperatura, prędkość odkształcenia oraz ułamek objętości faz występujących w materiale. W literaturze naukowej szeroko opisywane są modele konstytutywne dla materiałów jednofazowych, w których zmiennymi niezależnymi były odkształcenie, temperatura, prędkość odkształcenia lub gęstość dyslokacji (modele wykorzystujące metodę zmiennej wewnętrznej). Modele konstytutywne z tej grupy można podzielić na modele matematyczne i fizyczne. Wybrane przykłady najczęściej stosowanych modeli są omówione poniżej.



## 2.1. Modele matematyczne

Są to proste modele opisujące zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia lub dodatkowo od temperatury i prędkości odkształcenia. Modele te są uproszczone i nie mają fizycznego uzasadnienia, ale ich zaletą jest możliwość szybkiego obliczenia wartości naprężenia uplastyczniającego w zależności od parametrów procesu. W niniejszej pracy zastosowany będzie taki właśnie model. Szczegółowa analiza tych modeli podana jest w pracy (Grosman, 1997). Poniżej przedstawiono przykładowe modele matematyczne stosowane powszechnie w symulacji procesów plastycznej przeróbki metali na gorąco:

- Model Sellarsa (Sellars i in., 1966, Davenport i in., 2002)

$$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{ss(e)} - \sigma_0) \left[ 1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right]^{\frac{1}{2}} - R \quad (1)$$

gdzie:

$$R = \begin{cases} 0 & \varepsilon \leq \varepsilon_c \\ (\sigma_{ss(e)} - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{xr} - \varepsilon_c}\right)^2\right] \right\} & \varepsilon > \varepsilon_c \end{cases} \quad (2)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT_{def}}\right) \quad (3)$$

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha_0} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{A_0}\right)^{\frac{1}{n_0}},$$

$$\sigma_{ss(e)} = \frac{1}{\alpha_{sse}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{A_{sse}}\right)^{\frac{1}{n_{sse}}}, \quad (4)$$

$$\sigma_{ss} = \frac{1}{\alpha_{ss}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{A_{ss}}\right)^{\frac{1}{n_{ss}}}$$

$$\varepsilon_r = [q_1 + q_2(\sigma_{ss(e)})^2] / 3,23 \quad (5)$$

$$\varepsilon_{xr} - \varepsilon_c = \frac{\varepsilon_{xs} - \varepsilon_c}{1,98},$$

$$\varepsilon_c = C_c \left(\frac{Z}{\sigma_{ss(e)}^2}\right)^{N_c}, \quad (6)$$

$$\varepsilon_{xs} - \varepsilon_c = C_x \left(\frac{Z}{\sigma_{ss(e)}^2}\right)^{N_x}$$

Funkcja  $R$  określona wzorem (2) przyjmuje wartość różną od zera, gdy podczas odkształcania zachodzi oprócz zjawiska umocnienia i dynamicznego zdrowienia dynamiczna rekrytalizacja.  $\varepsilon_c$  jest odkształceniem dla maksymalnego naprężenia, a pozostałe oznaczenia  $\alpha_0, \alpha_{sse}, \alpha_{ss}, n_0, n_{sse}, n_{ss}, A_0, A_{sse}, A_{ss}, q_1, q_2, C_c, N_c, C_x, N_x$  definiują współczynniki charakterystyczne dla danego materiału.

- Sinus hiperboliczny

$$\sigma_p = A \varepsilon^m \sinh(BZ)^n \quad (7)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (8)$$

gdzie:  $m, n, A, B$  – współczynniki,  $Q_d$  – energia aktywacji,  $T$  – temperatura.

- Model CEMEF (Gavrus i in., 1996)

$$\sigma_p = 3\varepsilon^m \left[ WK_0 \varepsilon^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) + (1-W)K_{sat} \exp\left(\frac{\beta_{sat}}{T}\right) \right] \quad (9)$$

$$W = \exp(R_0 \varepsilon) \quad (10)$$

gdzie:  $m, n, R_0, K_0, K_{sat}, \beta_{sat}, \beta$  – współczynniki,  $\varepsilon$  – odkształcenie,  $\dot{\varepsilon}$  – prędkość odkształcenia,  $T$  – temperatura [K].

## 2.2. Modele fizyczne

Modele fizyczne opierają się na rzeczywistych zjawiskach zachodzących w materiale w procesach odkształcenia. Jeden z częściej stosowanych modeli fizycznych opisuje zależność naprężenia uplastyczniającego od gęstości dyslokacji. Ponieważ rozwój gęstości dyslokacji jest ścisłym następstwem odkształcenia plastycznego, można uznać że modele te mają fizyczne uzasadnienie.

- Model Bergströma (Bergström, 1970)

Bergström zaproponował model z jednym parametrem, który opisuje rozwój gęstości dyslokacji podczas odkształcenia. Dla doświadczeń prowadzonych w warunkach izotermicznych, zależność  $\sigma(\varepsilon)$  jest wyrażona wzorem:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_{i0} + \alpha G b \sqrt{\frac{U}{\Omega} (1 - e^{-\Omega \varepsilon}) + \rho_0 e^{-\Omega \varepsilon}} \quad (11)$$

gdzie:

$$\Omega = \Omega_0 + k \left( \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \right)^m = \Omega_0 + kZ^m \quad (12)$$

gdzie:  $k$  i  $m$  – współczynniki w modelu,  $Z$  – parametr Zenera-Hollomona.

Pozostałe parametry występujące w równaniach (11) i (12) oraz dokładny opis modelu Bergströma i jego zastosowanie w modelowaniu materiałów dwufazowych znajduje się w pracy (Bodin, 2002).

### 3. MODELOWANIE PRZEMIAN FAZOWYCH

W literaturze naukowej znaleźć można szereg modeli przemian fazowych, charakteryzujących się różnym stopniem skomplikowania opisu matematycznego i różnym stopniem jakościowej zgodności z fizycznymi zjawiskami zachodzącymi w czasie przemian fazowych. Poniżej opisano model, który został wykorzystany do wyznaczania zmiany ułamków objętości faz przy chłodzeniu wyrobów stalowych w czasie plastycznej przeróbki na gorąco i po plastycznej przeróbce. Przedstawiony model opiera się na pracach naukowców japońskich (Yada, 1987; Umemoto, 1990; Suehiro i in., 1992; Umemoto i in., 1992; Senuma i in., 1992). W niniejszej pracy wykorzystano sformułowania matematyczne zawarte w tych modelach i przeprowadzono identyfikację tych modeli, polegającą na doborze współczynników dla analizowanych gatunków stali.

#### 3.1. Temperatura początku przemiany

Obliczenie temperatury początku przemiany austenit-ferryt wymaga zastosowania pełnego modelu uwzględniającego czas inkubacyjny, zarodkowanie i rozrost nowej fazy. Z drugiej strony w praktycznych zastosowaniach bardzo często stosuje się uproszczone modele, które łączą w jednym równaniu różne etapy przemiany fazowej. Na przykład temperatura początku przemiany jest funkcją prędkości chłodzenia, jak to zaproponował Gladman (Gladman, 1997):

$$T_f = 825 - 27,6C_r \quad (13)$$

gdzie:  $C_r$  – prędkość chłodzenia.

#### 3.2. Model przemian fazowych wykorzystujący równania typu Avrami'ego

Modele przemian fazowych (ferrytycznej, perli-tycznej i bainitycznej) składają się z równań opisujących okres inkubacyjny i kinetykę danej przemiany. W takim przypadku przemiana ferrytyczna rozpoczyna się w równowagowej temperaturze  $A_{c3}$ . Poszczególne równania modelu dla przemiany ferrytycznej w ogólnej postaci podane są poniżej.

- okres inkubacyjny dla przemiany ferrytycznej

$$\tau_f = \frac{x_1}{(A_{c3} - T)^{x_3}} \exp\left(\frac{x_2}{RT}\right) \quad (14)$$

- ułamek objętości ferrytu

$$X_f = 1 - \exp\left(-\frac{x_5 b_f}{D_\gamma^{x_7}} t^{x_6}\right) \quad (15)$$

$$b_f = \exp\left(-142 + 48T_{100} - 4T_{100}^2\right) \quad T_{100} = \frac{T}{100} \quad (16)$$

gdzie:  $t$  – czas od rozpoczęcia przemiany,  $D_\gamma$  – wielkość ziarna austenitu,  $x_1, \dots, x_6$  – współczynniki.

W niniejszej pracy wykorzystano tylko model przemiany ferrytycznej. Pełny model przemian fazowych, obejmujący pozostałe przemiany zachodzące w stalach, opisany jest w (Kondek i Pietrzyk, 2002). W pracy tej podano również wyniki identyfikacji współczynników dla całego modelu.

### 4. METODA ANALIZY ODWROTNEJ

Przedstawione w poprzednim rozdziale modele przemian fazowych zawierają szereg współczynników, które w niniejszej pracy zebrano w wektorze  $\mathbf{x} = \{x_1, \dots, x_6\}$ . Wartości tych współczynników są różne dla różnych gatunków stali, a ponadto zależą od mikrostruktury w momencie rozpoczęcia przemiany oraz od wielkości odkształcenia austenitu. Trudności z wyznaczeniem tych współczynników są podstawowym czynnikiem ograniczającym powszechne zastosowanie modeli przemian fazowych do symulacji i sterowania procesami kontrolowanego chłodzenia wyrobów. Numeryczna implementacja opisanego powyżej modelu oraz metoda identyfikacji jego parametrów wyjaśniona jest szczegółowo w pracach (Kuziak i Pietrzyk, 1999; Kuziak i Pietrzyk, 2000; Kondek i Pietrzyk, 2002). Identyfikację współczynników modelu przemian fazowych przeprowadzono korzystając z metody analizy odwrotnej. Zasady tej metody opisane są w licznych publikacjach, patrz np. (Lenard i in., 1999; Szyndler, 2001). Najczęstsze zastosowania metody odwrotnej dotyczą wyznaczania współczynników w modelu reologicznym materiałów poddawanych plastycznej przeróbce (Gavrus i in., 1996; Gelin i in., 1994; Szeliga i Pietrzyk, 2002). Jako doświadczenie wykorzystywane są wtedy plastometryczne próby skręcania lub ściskania. Z szerokiej gamy innych zastosowań metody odwrotnej wymienić można wyznaczenie współczynnika wymiany ciepła (Malinowski i in., 1994) względnie lepkości materiałów (Mitsoulis, 2002). W pracach (Pietrzyk i in., 1998; Szeliga, 2002) pokazano możliwości zastosowania analizy odwrotnej do wyznaczania parametrów dwóch różnych modeli na podstawie jednego rodzaju prób.



## 5. PRÓBY PLASTOMETRYCZNE

Do wyznaczania zależności naprężenia uplastyczniającego od parametrów odkształcenia najczęściej stosuje się trzy metody doświadczalne, tzn. próbę rozciągania, skręcania i ściskania. Każda z tych metod posiada zalety i wady (Lenard i in., 1999). Jednak w przypadku analizy procesów przeróbki plastycznej charakteryzujących się dużymi odkształceniami i prędkościami odkształcenia, najkorzystniejszą metodą określania charakterystyk materiałowych jest próba osiowosymetrycznego ściskania i tą próbę zastosowano w niniejszej pracy. Wszystkie badania doświadczalne przeprowadzono na symulatorze Gleeble 3800 w Instytucie Metalurgii Żelaza w Gliwicach.

### 5.1. Materiał badań

Materiałem do badań były próbki ze stali węglowo-manganowej i stali z mikrodotądkiem niobu o składach chemicznych podanych w tablicy 1. Próbki zostały pobrane z pasma po grupie wstępnej walcowni blach na gorąco. Przeprowadzono szereg prób plastometrycznych, mających na celu uzyskanie opisu reologii stali niskowęglowej w zakresie austenitu, ferrytu i zakresie dwufazowym. Badania przeprowadzono w zakresie temperatur 550–950°C z krokiem 50°C oraz dla trzech prędkości odkształcenia 0,1; 1 i 10 s<sup>-1</sup>.

Tablica 1. Skład chemiczny stali użytych do badań.

Table 1. Chemical composition of steels used in the research.

Steel	C	Mn	P	S	Si	Ni	Mo	Cr	Nb	Al	N	Cu
C-Mn	0,16	0,43	0,006	0,015	0,23	0,02	0,01	0,01	-	0,005	-	-
Nb	0,17	0,43	0,008	0,003	0,35	-	-	0,03	0,03	0,004	0,007	0,04

## 6. MODEL KINETYKI WYDZIELEŃ

Celem tej części pracy jest dobór modelu, który pozwoli ocenić stan stali z mikrodotądkiem niobu w momencie rozpoczęcia przemiany, uwzględniając historię chłodzenia. Problematyka zachowania się wydzielen w stalach z mikrodotądkami niobu jest dość dobrze zbadana doświadczalnie i opisana modelami empirycznymi. Jeden z takich modeli, przedstawiony w publikacji (Dutta i in., 2001), jest wykorzystany w niniejszej pracy. Poniżej przytoczono w skrócie podstawowe równania modelu.

- Rozpuszczalność Nb w austenicie. Temperatura rozpuszczalności  $T_{soln}$  (K) wyznaczona jest z następującej zależności:

$$\text{Log} [\text{Nb}][\text{C} + \frac{12}{14}N] = 2,06 - \frac{6700}{T_{soln}} \quad (17)$$

gdzie: [Nb] i [C+12/14N] – odpowiednio zawartość niobu i zawartość węgla oraz azotu w roztworze stałym w równowadze z Nb (wt-%).

- Krytyczny promień zarodka cząstek Nb(C,N). Promień ten dany jest następującym równaniem:

$$R_c = -\frac{2\gamma}{\Delta G_v} \quad (18)$$

gdzie:  $\gamma$  – energia właściwa powierzchni wydzielen,  $\Delta G_v = -(RT/V_m)\ln k_S$  – zmiana energii swobodnej na jednostkę objętości,  $V_m$  – objętość molowa,  $k_S = [Nb][C + 12N/14]/10^{2,26-6770/T}$  – współczynnik przesylenia. Dla Nb(C,N),  $V_m = 1,28 \cdot 10^{-5} \text{ m}^3 \text{ mol}^{-1}$ .

- Energia aktywacji zarodkowania  $\Delta G$  dla kulistych zarodków o promieniu R dana jest równaniem:

$$\Delta G = \Delta G_{chem} + \Delta G_{int} + \Delta G_{disl} \quad (19)$$

gdzie:  $\Delta G_{chem} = \frac{4}{3}\pi R^3 \Delta G_v$  – swobodna energia chemiczna,  $\Delta G_{int} = 4\pi R^2 \gamma$  – swobodna energia międzyfazowa,  $\Delta G_{disl} = -0,4\mu b^2 R$  – energia rdzenia dyslokacji,  $\gamma$  – energia powierzchni międzyfazowej równa 0,5 Jm<sup>-2</sup>,  $\mu$  – moduł sprężystości,  $b$  – wektor Burgersa.

- Zarodkowanie i wzrost wydzielen. Jeżeli N repre-

zentuje liczbę wydzielen na jednostkę objętości, t jest czasem, wtedy częstość zarodkowania opisana jest równaniem:

$$\frac{dN}{dt} \Big|_{nucleation} = N_0 \hat{Z} \beta' \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (20)$$

gdzie:  $\hat{Z}$  – czynnik Zeldowich ( $\sim 1/20$ ),  $k$  – stała Boltzmann,

$\tau = \frac{1}{2\beta'Z}$  – czas inkubacyjny,  $\beta' =$

$\frac{4\pi R_c^2 DC_{Nb}}{a_0^4}$  – czynnik atomowy,  $D$  – współczynnik

dyfuzji,  $a_0$  – parametr sieci krystalicznej,  $N_0 = 0,5 \rho^{1,5}$  – liczba dostępnych miejsc zarodkowania,  $\rho$  – gęstość dyslokacji w momencie zapoczątkowania procesu wydzieleniowego, opisana jest równaniem:

$$\rho = \left( \frac{\sigma - \sigma_y}{M\alpha\mu b} f_\rho \right)^2$$

$\sigma$  i  $\sigma_y$  – odpowiednio naprężenie uplastyczniające i granica plastyczności,  $M$  – czynnik Taylora,  $\alpha = 0,15$  – współczynnik,  $f_\rho$  – czynnik gęstości dyslokacji.

Wzrost promienia wydzieliń opisany jest równaniem:

$$\frac{dR_p}{dt} \Big|_{\text{nucleation}} = \frac{DC_{Nb} - C_{Nb}^e \exp(R/R_0 + 1dN)}{RC_{Nb}^p - C_{Nb}^e \exp(R_0/R)Ndt} (\eta R_c - R) \quad (21)$$

gdzie  $R_0 = \frac{2\eta V_m}{R_g T}$

$C_{Nb}^p$  – stężenie Nb w wydzieleniach,  $h = 1,05$  – czynnik reprezentujący kształt zarodka w porównaniu do krytycznego promienia dla zarodkowania ( $R_c$ ).

Kinetyka wzrostu promienia po zakończeniu procesu zarodkowania opisana jest równaniem:

$$\frac{dR}{dt} \Big|_{\text{coarsening}} = \frac{4C_{Nb}^e R_0 D_{eff}}{27C_{Nb}^p - C_{Nb}^e R^2} \quad (22)$$

Współczynnik dyfuzji dany jest następującym wzorem:

$$D_{eff} = D_p \pi R_{core}^2 \rho + D \left( 1 - \pi R_{core}^2 \rho \right) \quad (23)$$

gdzie  $D_p$  – współczynnik dyfuzji kanalikowej,  $R_{core}$  – promień rdzenia dyslokacji.

Ten współczynnik dyfuzji jest stosowany dla obliczeń promienia wydzieliń i gęstości liczby wydzieliń. Natomiast pochodna charakteryzująca ewolucję gęstości wydzieliń dana jest równaniem:

$$\frac{dN}{dt} \Big|_{\text{coarsening}} = \frac{4C_{Nb}^e R_0 D_{eff}}{27C_{Nb}^p - C_{Nb}^e R^3} \left[ \frac{R_0 C_{Nb}}{R(C_{Nb}^p - C_{Nb}^e)} \left( \frac{3}{4\pi R^3} - N \right) - 3N \right] \quad (24)$$

Kinetykę procesu koagulacji wydzieliń opisuje równanie Wagnera (Dutta i in., 1992):

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8}{9} \frac{\gamma D_{Nb} C_0 V_m^2}{RTk_s} t \quad (25)$$

gdzie:  $r_0$ ,  $r$  – początkowy i średni wymiar cząstek po czasie  $t$  wytrzymywania przy temperaturze  $T$ ,  $D_{Nb}$  i  $C_0$  – odpowiednio współczynnik dyfuzji pierwiastka kontrolującego szybkość koagulacji oraz koncentracja tego pierwiastka,  $V_m$  – objętość molowa wydzieliń,  $\gamma$  – energia powierzchni międzyfazowych,  $R$  – stała gazowa.

Przedstawiony model zastosowano do obliczeń kinetyki procesu wydzieleniowego Nb(C,N) na dyslokacjach; pominięto natomiast inne miejsca zarodkowania węglikoazotka, takie jak: granice ziarn/podziarn, pasma zlokalizowanego odkształcenia plastycznego, czy też bezpośrednie wydzielenie z osnowy.

Należy podkreślić, że w obliczeniach zastosowano uproszczony opis składu chemicznego węglikoazot-

ka niobu. W rzeczywistości skład ten  $\{Nb(C_xN_{1-x})\}$  zmienia się w zależności od temperatury i czasu wydzielenia.

## 7. WYNIKI OBLICZEŃ

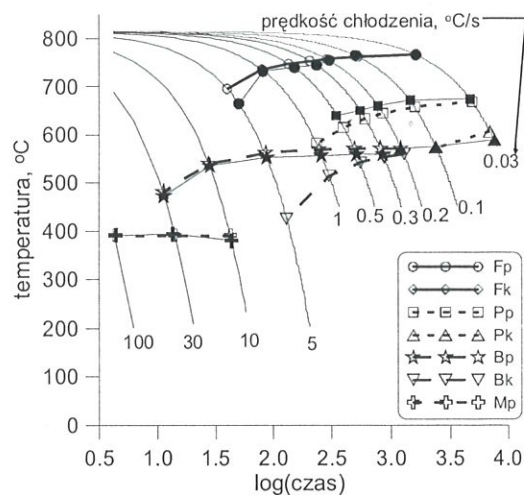
### 7.1. Identyfikacja modelu przemian fazowych dla stali niskowęglowej

Przeprowadzono identyfikację modelu przemian fazowych. Wartości współczynników wyznaczonych metodą analizy odwrotnej podano w tabelicy 2, a porównanie wykresów CTP obliczonych teoretycznie za pomocą modelu z optymalnymi współczynnikami i otrzymanych w próbie dylatometrycznej pokazano na rysunku 1. Jak widać na rysunku, zmierzone i obliczone wykresy CTP wykazują dobrą zgodność. Dla pełnej weryfikacji modelu przeprowadzono również porównanie zmierzonych i obliczonych ułamków objętości faz po ochłodzeniu do temperatury otoczenia, a wyniki pokazano na rysunku 2.

Tablica 2. Współczynniki w modelu przemian fazowych wyznaczone metodą analizy odwrotnej dla stali C-Mn.

Table 2. Coefficients in the phase transformations model determined by the inverse analysis.

$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
4,6	0,56	0,98	6,36	118	3,9



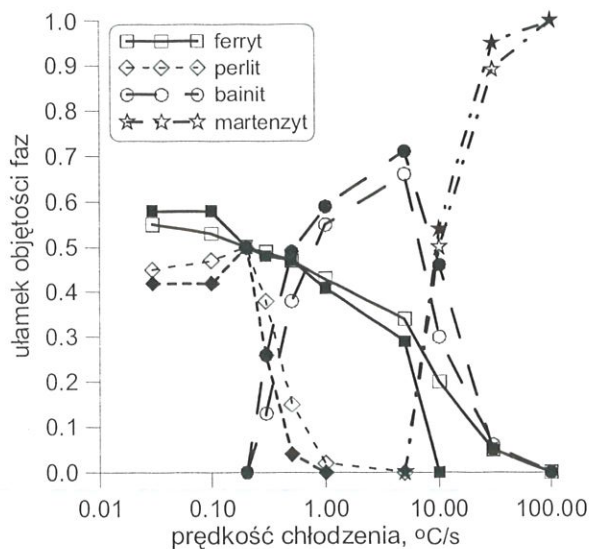
Rys. 1. Zmierzone (punkty ciemne) i obliczone wykresy CTP (punkty jasne).

Fig. 1. Measured (filled symbols) and calculated (open symbols) CTT diagram.

### 7.2. Identyfikacja modelu reologicznego dla stali niskowęglowej

Dla identyfikacji modelu naprężenia uplastyczniającego dla ferrytu i austenitu w niniejszej pracy wykorzystano funkcję (9) zaproponowaną w publikacji





Rys. 2. Porównanie zmierzonych (punkty ciemne) i obliczonych (punkty jasne) udziałów objętości faz.  
Fig. 2. Measured (filled symbols) and calculated (open symbols) volume fractions of phases.

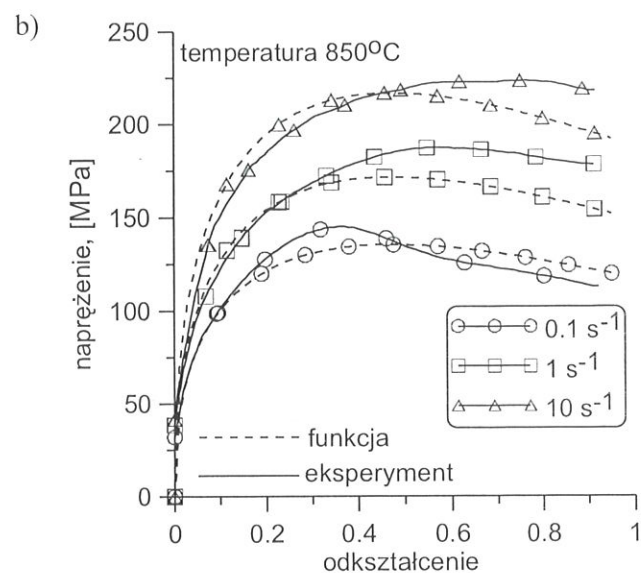
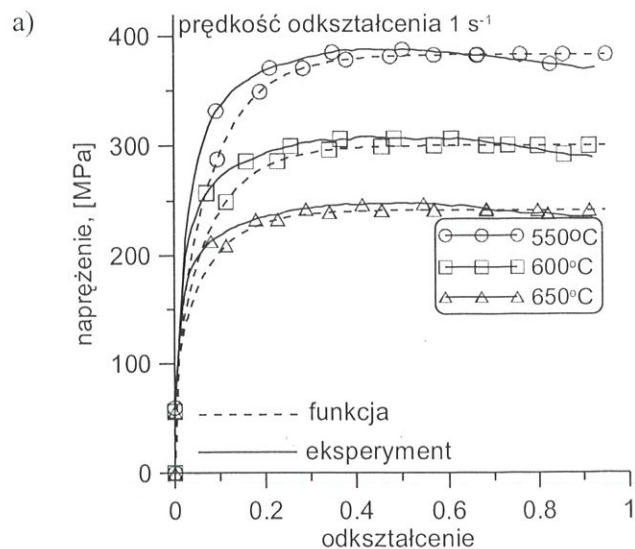
(Gavrus i in., 1996). Identyfikacja modelu naprężenia uplastyczniającego polegała na znalezieniu współczynników  $K_0$ ,  $\beta$ ,  $m$ ,  $n$ ,  $K_{sat}$ ,  $\beta_{sat}$ ,  $R_0$  w tym równaniu przy zastosowaniu analizy odwrotnej. Zidentyfikowane współczynniki oraz błąd dla ferrytu i austenitu przedstawiono w tabelicy 3. W tabelicy tej podano również wartości funkcji dopasowania w metodzie algorytmów genetycznych (fit). Na rysunku 3 przedstawiono przykłady porównania naprężenia uplastyczniającego wyznaczonego bezpośrednio metodą analizy odwrotnej i obliczonego z równania (9).

### 7.3. Weryfikacja modelu dla stali niskowęglowej dla zakresu dwufazowego

Model dla materiału dwufazowego, zastosowany w niniejszej pracy, oparty został na regule mieszania i wprowadzony do programu z metody elementów skończonych. Zastosowane podejście jest podobne do podejścia zaproponowanego w pracy (Bodin, 2002), z tą jednak różnicą, że Bodin zaproponował model konstytutywny oparty o zmienną wewnętrzną, który ma skomplikowaną postać i jest trudny do zaimplementowania w programach MES. Symulacje mające na celu weryfikację modelu przeprowadzono dla temperatur z zakresu dwufazowego 750–800°C. Wyniki symulacji porównano z pomiarami sił i wybrany przykład

Tabela 3. Współczynniki w równaniu opisującym naprężenie uplastyczniające dla ferrytu i austenitu w stali węglowo-manganowej.  
Table 3. Coefficients in equation describing yield stress for ferrite and austenite for the carbon-manganese steel.

	$K_0$	$\beta$	$m$	$n$	$K_{sat}$	$\beta_{sat}$	$R_0$	błąd	fit
ferryt	107,5	0,04	0,097	0,17	2,97	3503	10,6	5,7%	11,5
austenit	3,09	4566	0,114	0,38	0,68	2326	0,84	8,9%	9,3

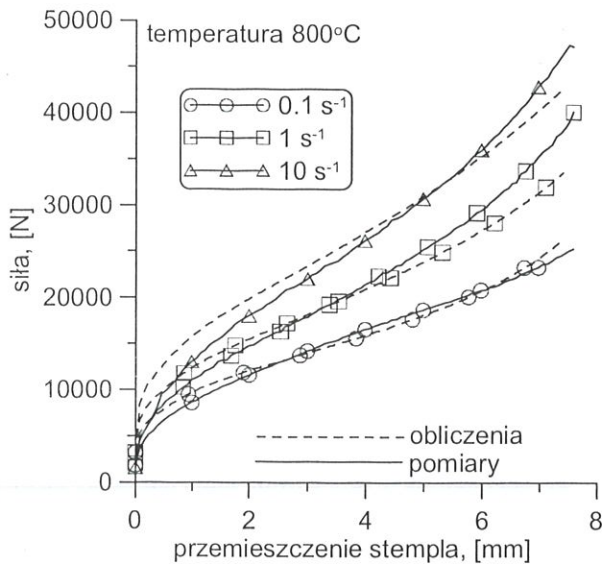


Rys. 3. Porównanie naprężenia uplastyczniającego obliczonego wg równania (9) i uzyskanego z doświadczenia dla zakresu ferryty (a) i austenitu (b) w stali węglowo-manganowej.  
Fig. 3. Stress calculated (dashed line) with equation (9) and experimental for ferritic (a) and austenitic (b) range of temperatures for the carbon-manganese steel.

przedstawiono na rysunku 4. Jak widać na tym rysunku, model z dobrą dokładnością opisuje zachowanie się materiału w zakresie przemiany austenit-ferryt.

### 7.4. Identyfikacja modelu reologicznego dla stali z mikrodotądkiem niobu

Na drodze aproksymacji wyników analizy odwrotnej wyznaczono wartości współczynników równania (9) dla stali mikrostopowej o składzie chemicznym podanym w tabelicy 3. Wyniki tych obliczeń przedstawiono w tabelicy 4, a porównanie zmierzonych i obliczonych zależności naprężenia od odkształcenia dla zakresów ferrytu i austenitu pokazano na rysunku 5.



Rys. 4. Siły zmierzone (linie ciągłe) i obliczone za pomocą programu MES z zastosowanym dwufazowym modelem konstytutywnym (linie przerywane) dla stali węglowo-manganowej.

Fig. 4. Measured (solid line) and calculated by the FEM model with developed constitutive model (dotted line) loads in the two phase region for the carbon-manganese steel.

Tablica 4. Współczynniki w równaniu (9) opisującym naprężenia uplastyczniające dla ferrytu i austenitu w stali z mikrodotadkiem niobu.

Table 4. Coefficients in equation (9) describing yield stress for ferrite and austenite in the niobium steel.

	$K_0$	$m$	$\beta$	$K_s$	$\beta_s$	$n$	$R_0$
ferryt	7,85	0,242	3246	0,089	6381	0,049	0,78
austenit	5,5	0,29	3648	0,0666	8238,7	0,103	1,418

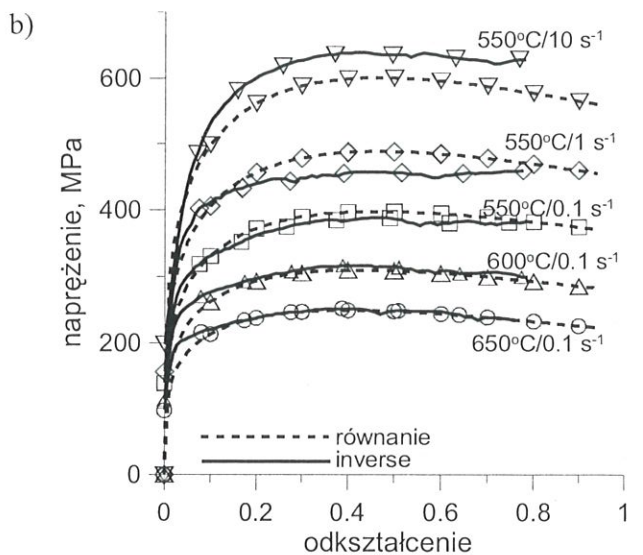
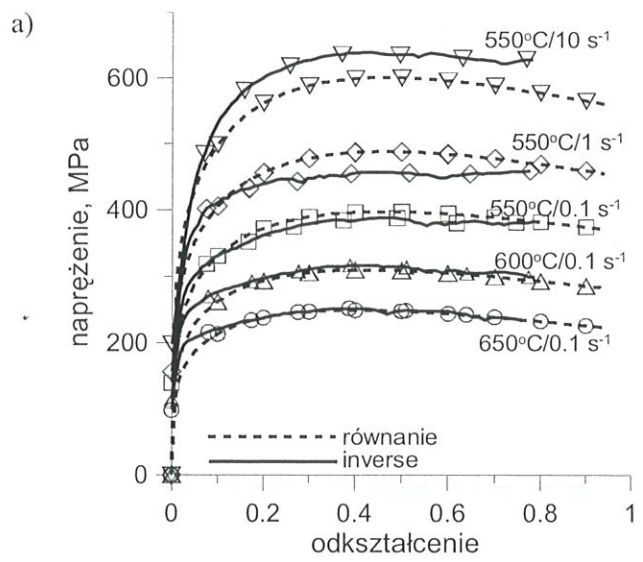
## 7.5. Kinetyka procesu wydzielania

Rola Nb w obróbce cieplno - plastycznej jest dwójaka. W zakresie austenitycznym (Majta, 2000):

- Wydzielenia węglików, azotków lub węglikoazotków w austenicie hamują rekrytalizację co prowadzi do rozdrobnienia ferrytu po przemianie niezrekrytalizowanego austenitu.
- Wydzielenia przyspieszają przemianę czyli podnoszą temperaturę Ar3 ponieważ pełnią funkcję potencjalnych miejsc zarodkowania.
- Niob rozpuszczony w roztworze silnie segreguje do granic międzyfazowych austenit - ferryt i zmniejsza kinetykę wzrostu ferrytu z powodu oporu jaki wywierają atomy rozpuszczone, obniżając w ten sposób temperaturę Ar3.

W zakresie dwufazowym:

- Z niobu, który jest nadal rozpuszczony w roztworze, podczas transformacji tworzą się nowe wydzielenia na powierzchni rozdziału austenit - ferryt, znacząco obniżając ruchliwość powierzchni międzyfazowej i opóźniając w ten sposób postęp przemiany fazowej.



Rys. 5. Porównanie naprężenia uplastyczniającego obliczonego wg równania (9) (linie przerywane i uzyskanego z analizy odwrotnej (linie ciągłe) dla zakresu ferrytu (a) i austenitu (b) dla stali z mikrodotadkiem niobu.

Fig. 5. Stresses calculated with equation (9) (dashed line) and determined by the inverse analysis (solid lines) for ferritic (a) and austenitic (b) range of temperatures for the niobium steel.

- Rozpuszczony niob obniża energię granic międzyfazowych austenit - ferryt, obniżając przez to prędkość zarodkowania ferrytu. Zwiększenie prędkości zarodkowania następuje gdy zwiększa się energia granic międzyfazowych, a ma to miejsce gdy rozpuszczony niob przechodzi do wydzielen.

Jak widać z powyższego zestawienia, niob odgrywa znaczącą rolę w zachowaniu się stali mikrostopowej w czasie przemiany fazowej austenit-ferryt. Modelowanie zjawisk zachodzących w stali z niobem, związanych z procesem wydzieleniowym, ma zatem kluczowe znaczenie dla opracowania kompleksowego modelu reologicznego uwzględniającego dwufazowy zakres temperatur. Dlatego w niniejszej pracy model





opisany powyżej w rozdziale 6 (Dutta i in., 2001) został wykorzystany od obliczenia charakterystyki wydzieleni węglikoazotków niobu w stali o składzie chemicznym podanym w tablicy 3. Wyniki tych obliczeń, zebrane w tablicy 5, potwierdzają możliwości modelu w zakresie opisu procesu wydzieleniowego.

## 8. WNIOSKI

W pracy przedstawiono model opisujący naprężenie uplastyczniające i kinetykę przemian fazowych w stalach węglowo-manganowych odkształczanych w zakresie dwufazowym oraz model opisujący proces wydzieleni węglikoazotków niobu w stali z dodatkiem niobu. Współczynniki modeli reologicznych i przemian fazowych wyznaczono metodą analizy odwrotnej, a więc przez optymalizację funkcji celu będącej średniokwadratowym błędem między zmierzonymi i obliczonymi parametrami wyjściowymi procesu. Opracowany model jest modelem fenomenologicznym i dlatego optymalne dopasowanie może być osiągnięte dla różnych kombinacji jego parametrów. Wartości funkcji celu odpowiadające tym kombinacjom mogą tylko nieznacznie różnić się od siebie i być bardzo blisko minimum globalnego. W związku z tym opracowana w pracy metodyka nie może być stosowana do wyznaczania wartości parametrów, które mają sens fizyczny. Metodyka pozwala jedynie wyznaczyć współczynniki modelu, które dają najlepszą dokładność symulacji możliwą do osiągnięcia przez ten model w danych warunkach.

Warunkiem koniecznym dla dobrego opisu naprężenia uplastyczniającego w zakresie dwufazowym jest dobór odpowiedniego równania konstytutywnego opisującego to naprężenie w zakresie ferrytu i austenitu. Przedstawiona w pracy metodyka daje bardzo dobre wyniki dla zakresu ferrytu i austenitu i zakłada stosowanie reguły mieszanin, połączonej z modelem przemian fazowych, dla zakresu dwufazowego. Wyznaczenie parametrów opracowanego modelu dla każdego nowego materiału musi polegać na:

- Wykonaniu badań dylatometrycznych dla danego materiału w celu uzyskania wykresów CTP oraz identyfikacji parametrów modelu przemian fazowych.
- Przeprowadzeniu prób plastometrycznych w zakresie jednej i drugiej fazy oraz w zakresie dwufazowym.
- Identyfikacji metodą analizy odwrotnej modelu reologicznego w celu uzyskania krzywych naprężenia

Tablica 5. Charakterystyka wydzieleni,  $T_{soln} = 1219[^\circ\text{C}]$   
Table 5. Characteristics precipitation.

$T$ [ $^\circ\text{C}$ ]	$k_s$	$R_c$ [nm]	$\Delta G_v$ [kJ/m $^3$ ]	$r$ (po 3sek.) [nm]	$r$ (po 50sek.) [nm]	$r$ (po 120sek.) [nm]
900	17,146	0,461	-2,165E+06	0,54	1,09	1,44
950	9,959	0,547	-1,826E+06	0,74	1,84	2,46
980	7,339	0,616	-1,622E+06	0,95	2,49	3,34
1000	6,036	0,672	-1,487E+06	1,14	3,03	4,06
1100	2,474	1,237	-8,079E+05	2,73	7,38	9,89
1200	1,144	7,733	-1,293E+05	5,88	15,93	21,33

nie uplastyczniające w funkcji odkształcenia dla stałej temperatury i prędkości odkształcenia.

Przedstawione w pracy obliczenia parametrów procesu wydzieleniowego w stalach z mikrododatkiem niobu wykazały, że dostępne modele empiryczne (Dutta i in., 2001) dostarczają informacji, które mogą być wykorzystane w modelach numerycznych odkształcania tych stali w zakresie dwufazowym.

## LITERATURA

- Bergström, Y., 1970, Dislocation Model for the Stress-Strain Behaviour of Polycrystalline Alpha-Iron with Special Emphasis on the Variation of the Densities of Mobile and Immobile Dislocations, *Mater. Sci. Eng.*, 5, 193-200.
- Bodin, A., 2002, *Intercritical Deformation of Low-Alloy Steels*, Grafisch Bedrijf Ponsen & Looijen BV, Corus Group.
- Chabbi, L., Lehnert, W., 2000, Controlled Hot Forming of Heat Treatment Steel Grades in the Intercritical ( $\gamma$ - $\alpha$ )Region, *J. Mat. Proc. Techn.*, 106, 13-22.
- Davenport, S.B., Silk, N.J., Spark, C.N., Sellars, C.M., 1999, Development of Constitutive Equations for the Modelling of Hot Rolling, *Mat. Sci. Techn.*, 16, 1-8.
- Davenport, S.B., Hanlon, D.N., van der Zwaag, S., 2002, On the Effect of Fully Reversed Deformation on the Austenite to Ferrite Phase Transformation in C-Mn Steel, *Scripta Materialia*, 46, 413-417.
- Dutta B., Palmiere E.J. and Sellars C.M., 1992, Modeling the Kinetics of Strain Induced Precipitation in Nb Microalloyed Steels, *Acta Materialia*, 49, 785-794.
- Dutta B., Valdes E., Sellars C.M., 2001, Mechanism and Kinetics of Strain Induced Precipitation of Nb(C,N) in Austenite, *Acta Metall. Mater.*, 40, 653-662.
- Gavrus, A., Massoni, E., Chenot, J.L., 1996, An Inverse Analysis Using a Finite Element Model for Identification of Rheological Parameters, *Mat. Konf. Metal Forming'96*, ed., Pietrzyk, M., Kusiak, J., Hartley, P., Pillinger, I., *J. Mat. Proc. Techn.*, 60, 447-454.
- Gelin, J.C., Ghouati, O., 1994, The Inverse Method for Determining Viscoplastic Properties of Aluminium Alloys, ed., Hartley, P., Pillinger, I., Sturgess, C.E.N., Hall, R., Pietrzyk, M., Kusiak, J., *Mat. Konf. Metal Forming'94*, Birmingham, *J. Mat. Proc. Techn.*, 34, 435-440.
- Gladman, T., 1997, *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London.
- Grosman, F., 1997, Application of a Flow Stress Function in Programmes for Computer Simulation of Plastic Working Processes, *J. Mat. Proc. Techn.*, 64, 169-180.
- Hodgson, P.D., 1993, *Mathematical Modeling of Recrystallisation Processes during the Hot Rolling of Steel*. The University of Queensland.

- Kondek, T., Pietrzyk, M., 2002, Identyfikacja modeli przemian fazowych w stalach na podstawie próby dylatometrycznej przy stałej prędkości chłodzenia, *Informatyka w Technologii Materiałów*, 2, 65-80.
- Kuziak, R., Pietrzyk, M., 1999, Finite Element Modelling of Accelerated Cooling of Rods after Rolling, *Mat. 41. Konf. MWSP*, Baltimore, 405-414.
- Kuziak, R., Pietrzyk, M., 2000, Physical and Mathematical Simulation of Phase Transformation during Accelerated Cooling of Eutectoid Steel Rods, *Mat. 42. Konf. MWSP*, Toronto, 101-110.
- Lenard, J.G., Pietrzyk, M., Cser, L., 1999, *Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*, Elsevier, Amsterdam.
- Majta, J., 2000, *Complete Model for Niobium-Microalloyed Steels Deformed under Hot Working Conditions*, Wydawnictwa AGH, Kraków, z. 89.
- Malinowski, Z., Lenard, J.G., Davies, M.E., 1994, A Study of Heat Transfer Coefficient as a Function of Temperature and Pressure, *J. Mat. Proc. Techn.*, 41, 125-142.
- Mitsoulis, E., 2002, Determination of Elongational Viscosity in a Spin-Line Rheometer by Inverse Analysis, *Mat. Konf. ESAFORM 5 on Material Forming*, ed., Pietrzyk, M., Mitura, Z., Kaczmar, J., Kraków, 179-182.
- Pietrzyk, M., Kędziński, Z., Lenard, J.G., 1998, Inverse Analysis Applied to the Evaluation of Rheological and Microstructural Parameters in Hot Forming of Steels, *Mat. Konf. NUMIFORM'98*, ed., Huetink, J., Baaijens, F.P.T., Enschede, 163-168.
- Pietrzyk, M., Kuziak, R., Development of the Constitutive Law for Microalloyed Steels Deformed in the Two-Phase Range of Temperatures, *Steel GRIPS*, 2, 2004, 465-470
- Przybyłowicz, K., 1999, *Metaloznawstwo*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- Sellars, C.M., Tegart, W.J. McG., 1966, La Relation Entre la Resistance et la Structure dans Deformation a Chaud, *Mem. Sci. Rev. Met.*, 63, 731-746.
- Senuma, T., Suehiro, M., Yada, H., 1992, Mathematical Models for Predicting Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Hot Strips, *ISIJ Int.*, 32, 423-432.
- Suehiro, M., Senuma, T., Yada, H., Sato, K., 1992, Application of Mathematical Model for Predicting Microstructural Evolution to High Carbon Steels, *ISIJ Int.*, 32, 433-439.
- Szeliga, D., Pietrzyk, M., 2002, *Identification of Rheological and Tribological Parameters*, *Metal Forming Science and Practice*, A State-of-the-art Volume in Honour of Professor J.A. Schey's 80th Birthday, ed., Lenard J.G., Elsevier, Amsterdam, 227-258.
- Szyndler D., *Problem odwrotny w zastosowaniu do identyfikacji parametrów procesów plastycznej przeróbki metali*, praca doktorska, AGH Kraków, 2001.
- Umamoto, M., 1990, Mathematical Model of Phase Transformation from Work-Hardened Austenite, *Symp. Math. Mod. of Hot Rolling of Steel*, ed., Yue, S., Hamilton, 404-422.
- Umamoto, M., Hiramatsu, A., Moriya, A., Watanabe, T., Nanba, S., Nakajima, N., Anan, G., Higo, Y., 1992, Computer Modelling of Phase Transformation from Work-Hardened Austenite, *ISIJ Int.*, 32, 306-315.
- Yada, H., 1987, Prediction of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling, *Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel*, ed., Ruddle, G.E., Crawley, A.F., Winnipeg, 105-119.

Artykuł otrzymano 21 grudnia 2004 r.

