

MODELOWANIE ODKSZTAŁCENÍ STRUKTURALNYCH PROCESU OBRÓBKÍ CIEPLNEJ

JOANNA BABEL, ADAM KULAWIK

*Instytut Informatyki Teoretycznej i Stosowanej, Politechnika Częstochowska
e-mail: joanna.babel@gmail.com, adam.kulawik@icis.pcz.pl*

Streszczenie. W pracy przedstawiono modele numeryczne zjawisk cieplnych i przemian fazowych w stanie stałym. Równanie przewodzenia ciepła z członem konwekcyjnym rozwiązano za pomocą uogólnionej metody różnic skończonych (GFDM). Model makroskopowy przemian fazowych bazuje na analizie wykresów CTP. W modelu tym wykorzystano pary wykresów CTPc oraz CTPi, a także wykres CTPa dla stali średniowęglowej C45. Przeprowadzono porównanie rezultatów symulacji numerycznych z wynikami eksperymentów.

1. WSTĘP

Przemiany fazowe w stalach w stanie stałym to zjawiska mające miejsce w procesach obróbki termicznej. Kontrola nad tymi zjawiskami prowadzi do uzyskania pożądanych cech mechanicznych i fizycznych maszyn czy urządzeń. Przewidywanie cech materiału jest szczególnie istotne w procesie hartowania. Przemiany fazowe w takim procesie mogą prowadzić nie tylko do polepszenia właściwości obrabianej części, ale także mogą spowodować znaczące naprężenia chwilowe prowadzące do pęknięcia materiału.

W modelowaniu numerycznym istotna jest odpowiednia minimalizacja uwzględnianych parametrów. Zbyt duża szczegółowość może prowadzić zarówno do dużych błędów numerycznych, jak i do nieakceptowanych przez praktyków czasów symulacji procesu. Celem pracy jest przedstawienie elementów modelu numerycznego przemian fazowych w stanie stałym dla stali średniowęglowej.

W modelowaniu zjawisk procesu hartowania znaczący jest model zjawisk termicznych, jego jakość rzutuje bowiem w znacznym stopniu na otrzymane ostatecznie wyniki. W pracy równanie przewodzenia ciepła z członem konwekcyjnym rozwiązuje się za pomocą uogólnionej metody różnic skończonych (GFDM). Ciepła wydzielane podczas poszczególnych przemian fazowych uwzględniono poprzez źródła objętościowe, uwzględniono również zależność stałych materiałowych od temperatury.

Ważnym aspektem modelowania zjawisk towarzyszących hartowaniu jest uwzględnienie przemian fazowych. W pracy zaprezentowano model makroskopowy przemian fazowych w stanie stałym bazujący na analizie wykresów CTP. Na wykresach tych zamieszczone są linie rozpoczęcia, zakończenia oraz wartości udziału poszczególnych przemian fazowych w układzie czas-temperatura dla chłodzenia ciągłego (stałe prędkości chłodzenia), chłodzenia z wytrzymaniem oraz nagrzewania. W modelu tym wykorzystano dwa wykresy CTPc, dwa wykresy CTPi oraz wykres CTPa dla stali średniowęglowej (C45) [8,9]. Analiza tych wykresów pozwoliła na uwzględnienie wpływu temperatury austenitizacji, na czasy

rozpoczęcia i zakończenia przemian oraz ich końcowy udział [5]. Przedstawiono porównanie modeli chłodzenia ciągłego bazujące zarówno na analizie wykresów otrzymanych z chłodzenia ciągłego, jak też szybkiego chłodzenia z wytrzymaniem w określonej temperaturze.

2. POLA TEMPERATURY

W modelu odkształceń strukturalnych procesu obróbki termicznej elementem kluczowym jest model zjawisk cieplnych. W pracy do modelowania zjawisk termicznych przyjęto równanie przewodzenia ciepła z członem konwekcyjnym dla zagadnień płaskich w postaci

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \rho C \left(V_x \frac{\partial T}{\partial x} + V_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \rho C \frac{\partial T}{\partial t} + Q_V = 0 \quad (1)$$

gdzie: T [K] jest temperaturą, t [s] czas, $\lambda = \lambda(T)$ [W/mK] jest współczynnikiem przewodzenia ciepła, ρ [kg/m³] gęstością materiału, C [J/kgK] jest ciepłem właściwym, V [m/s] jest wektorem prędkości obszaru kontrolnego, Q_V [W/m³] jest objętościowym źródłem ciepła.

Równanie przewodzenia ciepła (1) uzupełniają odpowiednie warunki brzegowe oraz początkowe.

Objętościowe źródła ciepła uwzględniane w prezentowanym modelu matematycznym są wykorzystywane do uwzględnienia ciepła przemian fazowych, mających miejsce w stanie stałym. Określane są poprzez równanie [7]

$$Q_V = \sum_i H_i \frac{\Delta \eta_i}{\Delta t} \rho \quad (2)$$

gdzie: H_i ciepło i -tej przemiany fazowej, $\Delta \eta_i$ objętościowy przyrost i -tej fazy.

Ciepła poszczególnych przemian fazowych określają związki [5,7]

$$\begin{aligned} H_{\gamma \rightarrow \alpha}(T_C) &= 0.00064156 \cdot T_C^3 - 0.59347 \cdot T_C^2 + 245.24 \cdot T_C - 145423 \\ H_{\gamma \rightarrow P}(T_C) &= 0.00093038 \cdot T_C^3 - 1.0536 \cdot T_C^2 + 475.96 \cdot T_C - 212728 \\ H_{\gamma \rightarrow B}(T_C) &= 0.00077541 \cdot T_C^3 - 0.81671 \cdot T_C^2 + 365.01 \cdot T_C - 176705 \\ H_{\gamma \rightarrow M}(T_C) &= 8.25 \cdot 10^4 \end{aligned} \quad (3)$$

gdzie: $H_{\gamma \rightarrow \alpha}$ [J/kg] jest ciepłem transformacji austenitu w ferryt, $H_{\gamma \rightarrow P}$ austenitu w perlit, $H_{\gamma \rightarrow B}$ austenitu w bainit, $H_{\gamma \rightarrow M}$ austenitu w martenzyt, T_C [°C] jest temperaturą.

Równanie różniczkowe (1) rozwiązano z wykorzystaniem uogólnionej metody różnic skończonych (GFDM [6]).

3. PRZEMIANY FAZOWE

Do wyznaczania kinetyki przemian fazowych w stanie stałym zastosowano makroskopowy model przemian zbudowany na podstawie analizy wykresów CTPc lub CTPi [5,8,9]. W modelu tym do określenia przyrostu fazy austenicznej stosuje się empiryczne równanie Avramiego w postaci [1,5]

$$\tilde{\eta}_\gamma(T, t) = 1 - \exp(-b(T)t^{n(T)}) \quad (4)$$

gdzie: funkcje $n(T)$ oraz $b(T)$ określają zależności [5]

$$n(T) = 6,12733 / \ln\left(\frac{t_f(T)}{t_s(T)}\right), \quad b(T) = \frac{0,01005}{t_s^{n(T)}} \quad (5)$$

gdzie t_s oznacza czas początku przemiany, t_f czas końca przemiany.

Równanie (4) jest stosowane w modelu jedynie dla określania kinetyki przemiany tylko dla nagrzewania wolniejszego od 100 K/s (por. rys. 1). Dla zjawisk, gdzie występuje szybkie nagrzewanie, wykorzystuje się zmodyfikowane równanie Koistinen-Marburgera [4,5]

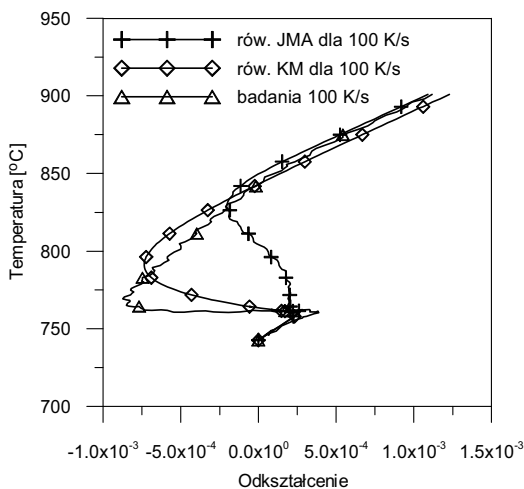
$$\tilde{\eta}_\gamma(T, t) = 1 - \exp(-k_\gamma(T_{sy} - T)), \quad k_\gamma = \frac{4,60517}{T_{sy} - T_{fy}} \quad (6)$$

gdzie: T_{sy} jest temperaturą początku przemiany austenitycznej, T_{fy} jest szacowaną temperaturą końca przemiany austenitycznej.

Porównanie powyższych równań z badaniami eksperymentalnymi przedstawiono na rys. 1. Do wyznaczania kinetyki przemian austenit→feryt, austenit→perlit, austenit→bainit zastosowano równanie Avramiego w postaci [1,5]

$$\eta_{(i)}(T, t) = \min\left\{\eta_{(i\%)}, \tilde{\eta}_\gamma - \sum_{j \neq i} \eta_j\right\} \cdot (1 - \exp(-b(T)t^{n(T)})) \quad (7)$$

gdzie: η_j są udziałami faz powstałych w procesie chłodzenia, $\eta_{(i\%)}$ jest końcowym udziałem fazy (i) oszacowanym na podstawie wykresu CTP.



Rys.1. Porównanie kinetyki powstawania austenitu otrzymanej z modeli numerycznych i eksperymentu

Decydujący wpływ na kinetykę przemiany ma nie tylko prędkość chłodzenia, czy nagrzewania, ale szczególnie zauważalny podczas przemiany martenzytycznej stan naprężenia. Dlatego też należy wprowadzić takie modyfikacje równań opisujących kinetykę przemian fazowych, aby była możliwość uwzględniania w modelu wpływu zjawisk mechanicznych na zmiany struktury materiału.

Udział powstałego martenzytu wyznacza się na podstawie rozszerzenia empirycznego równania Koistinen i Marburgera o elementy stanu naprężenia [2-5]

$$\eta_M(T, t) = \left(\tilde{\eta}_y - \sum_{i \neq M} \eta_i \right) \left(1 - \exp(-k(M_S - T + A_M \sigma_{eff} + B_M \sigma_a)) \right), k = 0.01537 \quad (8)$$

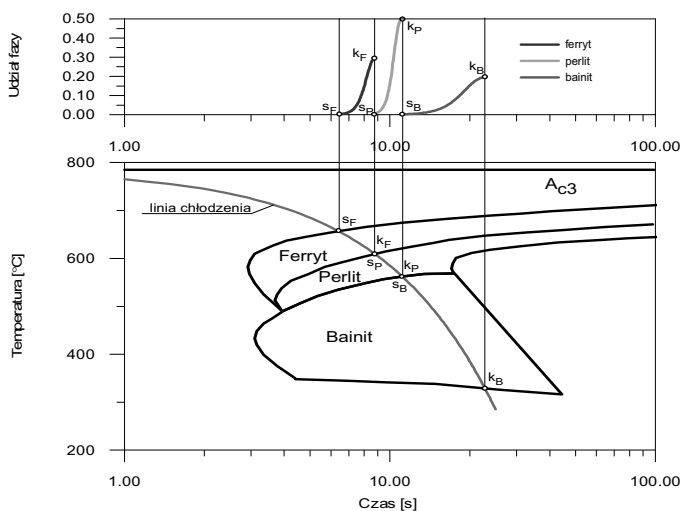
gdzie: M_S jest temperaturą początku przemiany martenzytycznej, σ_a jest naprężeniem średnim, σ_{eff} jest naprężeniem efektywnym. Parametry A_M i B_M dla stali C45 wynoszą $A_M = 1,25 \times 10^{-6} K/Pa$ i $B_M = 0,75 \times 10^{-6} K/Pa$ [3].

Podczas przemian fazowych zachodzą widoczne zmiany objętości obrabianego cieplnie materiału. Zjawisko to jest następstwem odkształceń termicznych i strukturalnych. Wyznacza się je wzorami [5]

$$d\varepsilon^T = \sum_i \alpha_i(T) \eta_i dT, \quad d\varepsilon^{ph} = \sum_i \varepsilon_i^{ph}(T) d\eta_i \quad (9)$$

gdzie: $\alpha_i(T)$ są współczynnikami rozszerzalności termicznej odpowiednio dla austenitu, bainitu, ferrytu, martenzytu i perlitu, $\varepsilon_i^{ph}(T)$ są współczynnikami zmian objętości od przemian fazowych odpowiednio: struktury wyjściowej w austenit, austenitu w bainit, austenitu w ferryt, austenitu w martenzyt oraz austenitu w perlit.

W modelowaniu przemian fazowych z wykorzystaniem równań Avramiego oraz Koistinen-Marburgera o jakości modelu decyduje odpowiednia analiza wykresów CTP. Z wykresów tych odczytuje się czasy rozpoczęcia oraz zakończenia przemian fazowych, a także maksymalny możliwy udział przemiany. W pracy zaprezentowano modele zbudowane na podstawie analizy wykresów CTPc jak i CTPi.



Rys.2. Analiza wykresu CTPc – chłodzenie ciągłe (na podstawie [8,9])

Analizując wykresy CTPc (rys. 2), można przyjąć, że linie rozdzielające poszczególne fazy wskazują początek lub koniec przemian fazowych. Należy jednak zwrócić uwagę, że punkty te mogą oznaczać nie tylko granice międzyfazowe, ale też miejsca, gdzie może zmieniać się kinetyka całej przemiany. Jednym podejściem, z punktu widzenia analizy wykresu, jest przyjęcie założenia, że poszczególne przemiany fazowe przebiegają według jednej globalnej kinetyki (model 1S). Drugą metodą jest rozgraniczenie poszczególnych przemian jako niepowiązanych wzajemnie i określanie czasów początku, i końca przemian indywidualnie. (model 3S) [5].

Dla modelu globalnej kinetyki (1S) należy przyjąć pewne założenia. Jeżeli przemiana fazowa podczas chłodzenia jest pierwszą na podstawie czasu wyznaczonego z przecięcia krzywej temperatury z diagramem CTPc, wówczas wyznacza się czas rozpoczęcia przemiany, następnie – czas końca przemiany oraz maksymalny udział procentowy przemiany. Na podstawie tych danych wyznacza się czas końca wszystkich przemian [5].

$$t_s(t, \eta_0, t_f) = \left(\frac{\frac{A}{t^{B(\eta_0)}}}{t_f} \right)^{\left(\frac{B(\eta_0)}{A-B(\eta_0)} \right)} \quad (10)$$

gdzie: funkcje A oraz $B(\eta_0)$ wyznaczają zależności

$$B(\eta_0) = \ln \left(\frac{\ln(1 - \eta_0)}{\ln(1 - \eta_s)} \right), \quad A = \exp \left(\ln \left(\frac{\ln(1 - \eta_f)}{\ln(1 - \eta_s)} \right) \right) \quad (11)$$

Jeżeli przemiana fazowa podczas chłodzenia jest ostatnią – należy na podstawie czasu wyznaczonego przecięcia krzywej temperatury z diagramem CTPc wyznaczyć czas rozpoczęcia przemiany, następnie oszacować czas końca przemiany. Na podstawie tych danych oraz bieżącego poziomu udziału faz powstałych przed rozważaną przemianą wyznacza się czas początku wszystkich przemian potrzebnych do wzoru na udziały faz [5].

$$t_f(t, \eta_0, t_s) = \exp \left(\frac{-A \cdot (\ln(t_s) - \ln(t))}{B(\eta_0)} \right) \cdot t_s \quad (12)$$

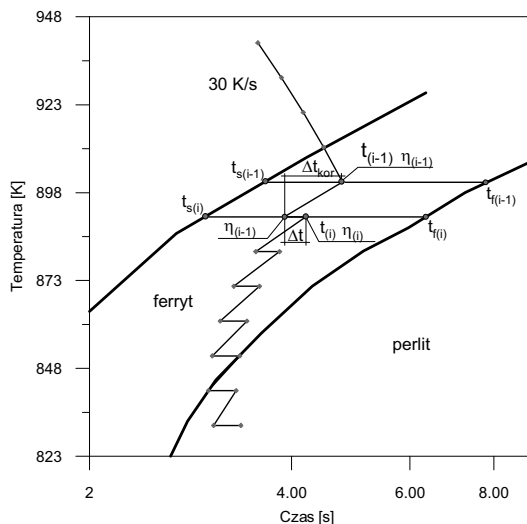
Jeżeli przemiana fazowa ma miejsce pomiędzy dwiema innymi, to na podstawie czasu jej rozpoczęcia, oszacowanego czasu końca i maksymalnego udziału powstającej fazy oraz poziomu fazy poprzedzającej wyznacza się czas początku i końca przemiany globalnej [5].

$$t_f(t_1, \eta_{(1\%)}, t_2, \eta_{(2\%)}) = \left(t_1^{N_2} t_2^{\frac{A}{B(\eta_{(2\%)})}} \right)^{N_1}$$

$$N_1(\eta_{(1\%)}, \eta_{(2\%)}) = \left(\frac{-A}{B(\eta_{(2\%)})} + 1 \right) \left(\frac{B(\eta_{(1\%)})}{A - B(\eta_{(1\%)})} \right) \quad (13)$$

$$N_2(\eta_{(1\%)}, \eta_{(2\%)}) = \left(\frac{A}{B(\eta_{(2\%)})} + 1 \right) \left(\frac{A}{A - B(\eta_{(1\%)})} \right)$$

Wykresy CTPi wykorzystywane są zazwyczaj do analizy przemian fazowych dla chłodzenia izotermicznego i dla takich celów są one tworzone. Jednak istnieje możliwość wykorzystania diagramu CTPi do analizy przemian fazowych w przypadku chłodzenia ciągłego.



Rys.3. Analiza wykresu CTPi – chłodzenie ciągłe

Do analizy wykresów CTPi czas trwania przemiany fazowej (por. rys. 3) wyznaczany jest z zależności

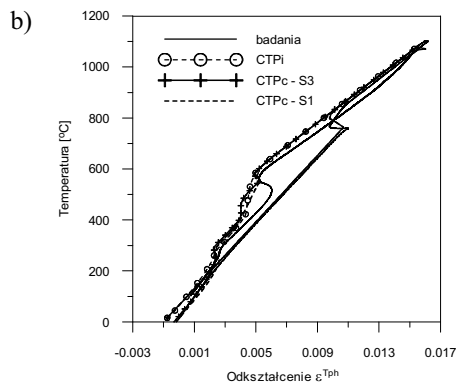
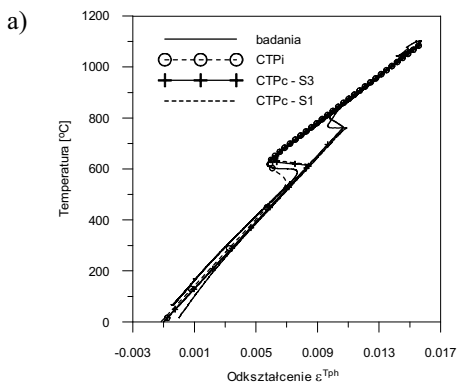
$$t = \sum_i \Delta t_i + \sum_i \Delta t_i^{kor} \quad (14)$$

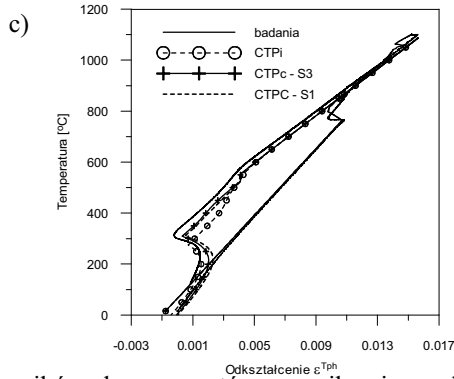
gdzie czas korekcji określa równanie

$$t_i^{kor} = t_{(i-1)} - \left(\frac{-\ln(\eta_\gamma)}{b(T_i)} \right)^{\left(\frac{1}{n(T_i)} \right)} \quad (15)$$

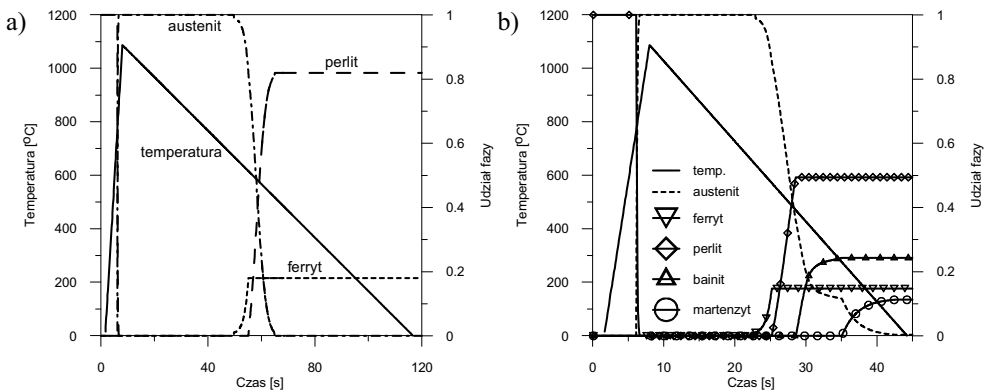
4. WERYFIKACJA MODELI NUMERYCZNYCH

Przeprowadzono badania eksperymentalne dotyczące przemian fazowych podczas nagrzewania i chłodzenia ciągłego dla stali średniowęglowej C45. Badania zrealizowano na symulatorze cykli cieplnych w Instytucie Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn Politechniki Częstochowskiej. Próbki nagrzano do temperatury 1373 K, a następnie chłodzono ze stałymi prędkościami 10 K/s (rys. 4a), 30 K/s (rys. 4b) oraz 50 K/s (rys. 4c). Wyniki otrzymane z eksperymentu porównano z otrzymanymi z obliczeń dla modeli z kinetyką globalną, z kinetyką lokalną oraz z wynikami uzyskanymi na podstawie analizy diagramu CTPi (rys. 4, 5).





Rys.4. Porównanie wyników eksperymentów z wynikami symulacji przemian, prędkości chłodzenia a) 10 K/s, b) 30 K/s, 50 K/s



Rys.5. Przykładowe kinetyki przemian fazowych otrzymane z prezentowanego modelu, prędkości a) 10 K/s, b) 30 K/s

Otrzymane wyniki obliczeń wskazują na możliwość wykorzystania prezentowanych metod do wyznaczania kinetyki przemian fazowych w stanie stałym. Prezentowany model numeryczny można w łatwy sposób wykorzystać np. do modelowania zjawisk strukturalnych dla innych typów stali, czy jako podstawę dla modelu zjawisk mechanicznych.

5. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych symulacji numerycznych oraz badań eksperymentalnych można stwierdzić, że wyniki otrzymane z modelu numerycznego zadowalająco potwierdzają te z doświadczenia. Stwierdzono także, że temperatura austenitacji wpływa znacząco na kinetykę przemian. W prezentowanym modelu aproksymowano wykresy CTP z par diagramów wykonanych dla różnych temperatur austenitacji. Prezentowane makroskopowe modele przemian fazowych w stanie stałym pozwalają na symulację zjawisk mających miejsce podczas procesu obróbki termicznej.

LITERATURA

1. Avrami M.: Kinetics of phase change. „J. Chem. Phys.” 1939, Vol. 7, p. 1103.
2. Chen B., Peng X.H, Nong S.N., Liang X.C.: An incremental constitutive relationship incorporating phase transformation with the application to stress analysis. “Journal of Materials Processing Technology” 2002, 122, p. 208-212.
3. Geijselaers H.J.M.: Numerical simulation of stresses due to solid state transformations. The simulation of laser hardening. Thesis University of Twente, The Netherlands, 2003.
4. Koistinen D. P., Marburger R. E.: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. „Acta Metallica”, 1959, 7, p. 59-60.
5. Kulawik A.: Analiza numeryczna zjawisk cieplnych i mechanicznych w procesach hartowania stali 45. Praca doktorska. Częstochowa : Pol. Częst., 2005.
6. Kulawik A.: Modelling of forced convection using a stabilized meshless method. “Scientific Research of the Institute of Mathematics” 2010, 2(9), p. 123-130.
7. Lee K.: Charakteristics of heat generation during transformation in carbon steels. „Scripta Materialia” 1999, 40, p. 735-742.
8. Wever F., Rose A.: Atlas zur Wärmebehandlung von Stähle. Verlag Stahl Eisen MBH, Düsseldorf 1954.
9. Wever F., Rose A.: Atlas zur Wärmebehandlung von Stähle, I Zeit Temperatur Umwandlungs Schaubilder. Verlag Stahl Eisen MBH, Düsseldorf, 1961.

MODELING OF STRUCTURAL STRAINS FOR HEAT TREATMENT PROCESS

Summary. The paper presents the numerical models of thermal phenomena and phase transformations in the solid state. Heat transport equation with the convective term has been solved using a generalized finite difference method (GFDM). The macroscopic model of phase transformations based on an analysis of transformation diagrams. In this model pairs of CCT diagrams and TTT diagrams and also CHT diagram for medium carbon steel (C45) are used. The authors compared the obtained simulations results with the experimental results.