

NAPRĘŻENIA W ELEMENTACH PROSTOPADŁOŚCIENNYCH CHŁODZONYCH Z RÓŻNĄ INTENSYWNOŚCIĄ (*)

CZEŚĆ I

RYSZARD PARKITNY I WIESŁAWA PIEKARSKA (CZĘSTOCHOWA)

W pracy przedstawiono wyniki badań modułu Younga, modułu wzmocnienia i granicy plastyczności jako funkcji temperatury oraz wyniki badań dytometrycznych stali 15G2ANb. Zamieszczono pomiary temperatur oraz wyniki obliczeń numerycznych pól temperatury elementów prostopadłościennych, chłodzonych jednostronnie w wodzie.

1. WSTĘP

W większości procesów hutniczych, w których są wytwarzane elementy stalowe mamy do czynienia ze stygnięciem z wysokich temperatur, charakterystycznym dla obróbki cieplnej, odlewania i spawania.

Wraz ze zmianą temperatury stali zmieniają się jej własności termofizyczne. Zachodzą zjawiska uplastycznienia spowodowane z jednej strony dużymi gradientami temperatury i przemianami fazowymi, z drugiej zaś strony niską granicą plastyczności stali w wysokich temperaturach.

Podczas chłodzenia stali obok zmian objętości wywołanej polem temperatury występują zmiany objętości właściwej wywołanej przemianami fazowymi. Technicznie jest to bardzo ważny problem, jeśli zauważyć, że odkształcenia od przemian fazowych są tego samego rzędu, co odkształcenia termiczne wywołane różnicą temperatury 100 K. Dlatego też pojawia się coraz więcej prac zajmujących się tym zagadnieniem tak w zakresie teorii, jak i obliczeń numerycznych.

(*) Pracę wykonano w ramach CPBP 02.02.

Analityczne ujęcie takich naprężeń przedstawił V. A. ŁOMAKIN [1 i 2] postulując określoną kinetykę przemian fazowych dla stali węglowych. T. INOUE i B. RANIECKI [3 i 4] oraz B. RANIECKI [5], wykorzystując ideę V. A. Łomakina oraz proponowaną przez J. W. CAHNA [6 i 7] kinetykę przemian fazowych, przedstawili teorię naprężeń hartowniczych. Odkształcenie wywołane przemianami fazowymi określili jako liniową funkcję objętości właściwej i udziałów wagowych składników przemian: perlitu, martenzytu i austenitu szczałkowego. Teoria T. Inoue i B. Ranieckiego dotyczy stali węglowych, których wykres CTP_c ma kształt litery „C”. Stanowiła ona podstawę kilku opracowań [8-11].

W ostatnich latach pojawia się coraz więcej prac poświęconych naprężeniom hartowniczym dla różnych modeli ciał sprężystych, ciał sprężysto-plastycznych i lepko-plastycznych [13-19].

Model kinetyki przemian fazowych i jej związek z naprężeniami stanowi jednak największy problem i jest przedmiotem badań. Przegląd prac wykonanych do 1972 roku i poświęconych głównie analizie jakościowej można znaleźć w pracy [20]. Ostatnio opublikowane prace dotyczą szeregu bardzo różnych zagadnień i buduje się nowe modele przemian fazowych [12-16], weryfikuje się proponowaną kinetykę przemian fazowych i modele powstawania naprężeń hartowniczych [21-23]; uzyskuje się także numerycznie wykresy CTP_c [24-26].

W niniejszej pracy, opierając się na istniejących ogólnych opracowaniach niezotermicznej termoplastyczności, dokonuje się szczegółowej analizy stanów naprężeń chwilowych i własnych w prętach prostych. Ograniczenie się do analizy zagadnienia prętowego ma na celu możliwie ściśle odtworzenie reakcji materiału na obciążenia cieplne i przemiany ferrytyczno-perlityczne.

Praca w pierwszej części obejmuje badania modułu Younga, modułu wzmocnienia i granicy plastyczności jako funkcji temperatury, badania dylatometryczne stali 15G2ANb oraz pomiary i obliczenia numeryczne pól temperatur płaskowników wykonanych ze stali 15G2ANb o wymiarach przekroju poprzecznego 10×50 mm i długości 400 mm. Płaskowniki nagrzewane były do temperatury austenitizowania $T = 1193$ K i chłodzone jednostronnie intensywnie przez częściowe zanurzenie w wodzie. Pozostała część płaskownika chłodzona była w powietrzu.

Druga część pracy zawiera metodę i algorytm wyznaczania naprężeń w stanie sprężysto-plastycznym przy zmiennych z temperaturą własnościach termomechanicznych materiału oraz wyniki obliczeń stanów naprężeń chwilowych i własnych w płaskownikach chłodzonych nierównomiernie po wysokości przekroju z uwzględnieniem przemian fazowych oraz bez uwzględniania tych przemian, przy zachowaniu identycznych własności termomechanicznych stali.

2. BADANIA WŁASNOŚCI MATERIAŁU

Celem uwzględnienia w obliczeniach naprężeń zmian własności termomechanicznych jako funkcji temperatury, wykonano badania niezbędnych własności stali 15G2ANb, której skład chemiczny podano w tablicy 1 [27].

Wykonano próby statycznego rozciągania w temperaturze otoczenia i w podwyższonych temperaturach w przedziale od 293 do 1173 K. Do badań stosowano próbki pięciokrotne o średnicy $d_0 = 5$ mm wykonane zgodnie z wymogami normy PN-66-H-04312: „Próba statycznego rozciągania metali przy podwyższonych temperaturach”. Próbkę zrywano na maszynie wytrzymałościowej typu 1231 Y-10 produkcji ZSRR.

Celem próby statycznego rozciągania w podwyższonych temperaturach było określenie jako funkcji temperatury granicy plastyczności R_e , modułu Younga E i modułu wzmocnienia B . Wielkości te określono w sposób graficzny z wykresu rozciągania. W obliczeniach przyjęto model ciała sprężysto-plastycznego z liniowym wzmocnieniem.

Tablica 1. Skład chemiczny stali 15G2ANb [%]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	Al
0,12	1,12	0,32	0,02	0,21	0,01	0,01	0,02	0,029	0,02

Wyniki badań własności mechanicznych stali 15G2ANb, w zależności od temperatury, przedstawiono w tablicy 2.

Celem sprężenia zjawisk cieplnych i strukturalnych, które to warunkują rozkład i wielkość naprężeń zarówno chwilowych i własnych, wykonano również badania dylatometryczne badanej stali. Na podstawie uzyskanych krzywych dylatometrycznych określono odkształcenia wywołane przemianami strukturalnymi oraz wyznaczono współczynnik rozszerzalności cieplnej.

Tablica 2. Własności mechaniczne stali 15G2ANb w zależności od temperatury

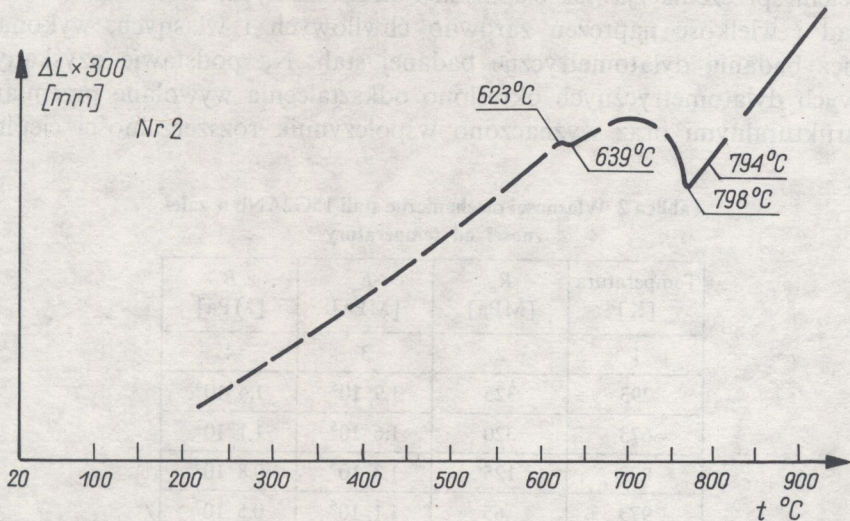
Temperatura [K]	R_e [MPa]	E [MPa]	B [MPa]
1	2	3	4
293	325	$1,9 \cdot 10^5$	$1,4 \cdot 10^4$
673	320	$1,6 \cdot 10^5$	$1,1 \cdot 10^3$
873	125	$1,3 \cdot 10^5$	$0,8 \cdot 10^3$
973	65	$1,1 \cdot 10^5$	$0,5 \cdot 10^3$
1073	55	$0,4 \cdot 10^5$	0
1173	50	$0,1 \cdot 10^5$	0

Badania przeprowadzono na dylatometrze D-105 wykonanym w Instytucie Metalurgii Żelaza w Gliwicach. Próbkę przeznaczoną do badań miały kształt rurek o średnicy zewnętrznej 4 mm, wewnętrznej 2,2 mm i długości 30 mm. Próbkę nagrzewano do temperatury austenitzowania każdorazowo z szybkością 300 K h^{-1} .

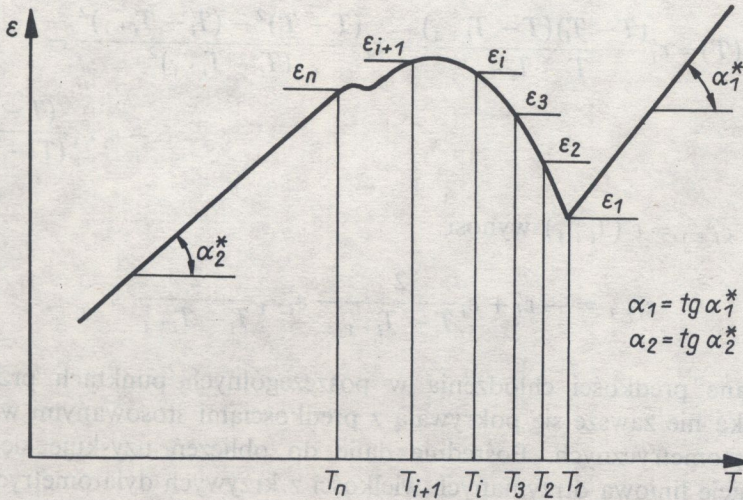
Stosowano różne szybkości chłodzenia. Przykładową krzywą dylatometryczną przedstawia rys. 1. Przyjęto, że początkowa zmiana wymiarów próbek od temperatury austenitzowania aż do temperatury początku przemiany fazowej jest liniowa zgodnie z prawem $\Delta l = \alpha_1 \Delta t l_0$. Podczas dalszego chłodzenia w temperaturze A_{c3} zaczyna się przemiana strukturalna stali połączone ze zwiększeniem objętości właściwej nowej fazy (przemiana austenitu w strukturę stabilne w temperaturze poniżej A_{c3}). W badaniach dylatometrycznych zmiany objętości właściwej uwydatniają się zmianami liniowymi wymiarów próbki, widocznymi na krzywych dylatometrycznych.

W stali 15G2ANb podczas chłodzenia zachodzi w zakresie stosowanych szybkości chłodzenia płaskowników przemiana ferrytyczna i perlityczna. Po zakończeniu obu przemian fazowych zależność między wydłużeniem, a temperaturą jest również liniowa $\Delta l = \alpha_2 \Delta t l_0$, gdzie l_0 jest długością początkową próbek dylatometrycznych, α_1 współczynnikiem rozszerzalności liniowej austenitu, α_2 współczynnikiem rozszerzalności liniowej nowej fazy ferrytyczno-perlitycznej. Współczynniki α_1 i α_2 są różne. Na podstawie krzywych dylatometrycznych otrzymanych przy różnych szybkościach chłodzenia sporządzono wykres CTP_c badanej stali.

Celem uwzględnienia w obliczeniach numerycznych wielkości odkształceń



Rys. 1. Krzywa dylatometryczna stali 15G2ANb. Szybkość chłodzenia $v = 0,2 \text{ K/s}$



Rys. 2. Aproxymacja krzywej dylatometrycznej

wywołanych przemianami, korzysta się z krzywych dylatometrycznych, dokonując obliczeń w miarę ścisłego ich odtworzenia. Krzywą dylatometryczną dla skończonej liczby przedziałów aproksymuje się parabolami, zakładając na granicach przedziałów ciągłości funkcji $\varepsilon(T)$ i jej pochodnej $\varepsilon'(T)$ (rys. 2). Temperatury T_1 i T_n są temperaturami początku i końca przemiany. Odształcenie odpowiadające temperaturze $T \in \langle T_1, T_3 \rangle$ wyznaczamy aproksymując krzywą dylatometryczną funkcją drugiego stopnia przez dane punkty (T_i, ε_i) dla $i = 1, 2, 3$. Wówczas

$$(2.1) \quad \varepsilon(T) = \varepsilon_1 \frac{(T - T_2)(T - T_3)}{(T_1 - T_3)(T_1 - T_3)} + \varepsilon_2 \frac{(T - T_1)(T - T_3)}{(T_2 - T_1)(T_2 - T_3)} + \\ + \varepsilon_3 \frac{(T - T_1)(T - T_2)}{(T_3 - T_1)(T_3 - T_2)},$$

przy czym $\varepsilon'_3 = \varepsilon'(T_3)$ wynosi

$$(2.2) \quad \varepsilon'_3 = \varepsilon_1 \frac{T_3 - T_2}{(T_1 - T_3)(T_1 - T_3)} + \varepsilon_2 \frac{T_3 - T_1}{(T_2 - T_1)(T_2 - T_3)} - \\ - \varepsilon_3 \frac{(T_3 - T_1) + (T_3 - T_2)}{(T_3 - T_1)(T_3 - T_2)}.$$

Dalsze aproksymacje dotyczą przedziału $\langle T_i, T_{i+1} \rangle$ przy czym danymi punktami są (T_i, ε_i) , $(T_{i+1}, \varepsilon_{i+1})$ i (T_i, ε'_i) . Otrzymujemy

$$(2.3) \quad \varepsilon(T) = \varepsilon'_i \frac{(T - T_i)(T - T_{i+1})}{T_i - T_{i+1}} - \varepsilon_i \frac{(T - T_i)^2 - (T_i - T_{i+1})^2}{(T_i - T_{i+1})^2} - \varepsilon_{i+1} \frac{(T - T_i)^2}{(T - T_{i+1})^2}$$

Pochodna $\varepsilon'_{i+1} = \varepsilon'(T_{i+1})$ wynosi

$$(2.4) \quad \varepsilon'_{i+1} = -\varepsilon'_i + \varepsilon_i \frac{2}{T_i - T_{i+1}} - \varepsilon_{i+1} \frac{2}{T_i - T_{i+1}}$$

Uzyskane prędkości chłodzenia w poszczególnych punktach przekroju płaskownika nie zawsze się pokrywają z prędkościami stosowanymi w badaniach dylatometrycznych. Pośrednie dane do obliczeń uzyskuje się przez aproksymację liniową otrzymanych wielkości z krzywych dylatometrycznych. Tak aproksymowane krzywe dylatometryczne posłużyły do określenia odkształceń wywołanych przemianami fazowymi w każdym punkcie przekroju płaskownika.

3. POLE TEMPERATURY

Pole temperatury wyznaczono dla przekroju poprzecznego środkowej części płaskownika (rys. 3). Założono, że nie zachodzi wymiana ciepła w kierunku osiowym płaskownika, tzn. przekroje poprzeczne płaskownika posiadają te same temperatury, z wyłączeniem przekrojów końcowych płaskownika. Na pozostałych powierzchniach bocznych uwzględniono wymianę ciepła według prawa Newtona.

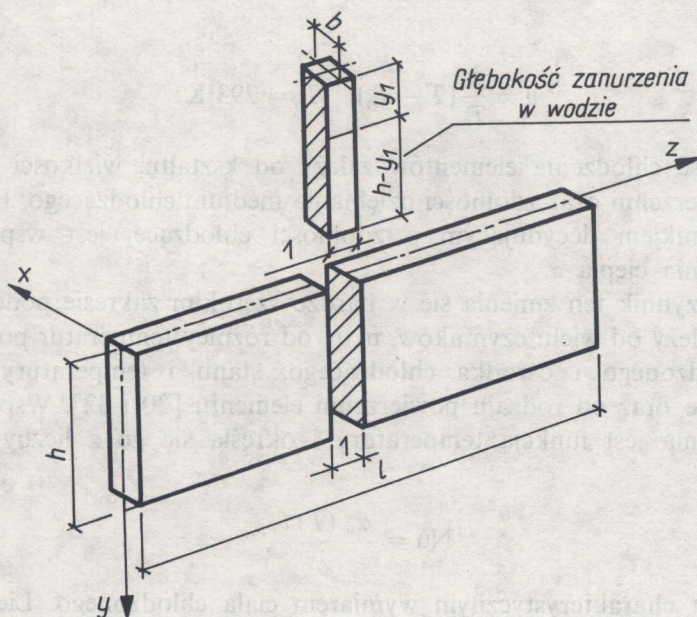
Pole temperatury płaskownika opisano równaniem różniczkowym nieustalonego przewodnictwa ciepła ciała niejednorodnego w postaci [28]

$$(3.1) \quad \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \alpha_{wi}(T) \frac{2}{b} (T - T_{0i}) = c \varrho \frac{\partial T}{\partial \tau}, \quad i = 1, 2,$$

gdzie $\alpha_{wi}(T)$ oznacza współczynnik przyjmowania ciepła jako funkcję temperatury [$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$], przy czym

$$\alpha_{wi} = \begin{cases} \alpha_{w1} & \text{dla } 0 \leq y \leq y_1, \\ \alpha_{w2} & \text{dla } y_1 < y \leq h; \end{cases}$$

α_{w1} współczynnik przyjmowania ciepła dla powietrza, α_{w2} zaś dla wody, h wysokość płaskownika, $h - y_1$ głębokość zanurzenia płaskownika w wodzie [m],



Rys. 3. Wycinek płaskownika, dla którego wyznaczono pole temperatury

c ciepło właściwe materiału płaskownika [J/kgK], ρ gęstość materiału płaskownika [kg/m^3], $\lambda(T)$ współczynnik przewodzenia ciepła materiału płaskownika określony jako funkcja temperatury [w/mK] oraz T_0 temperaturę ośrodka chłodzącego [WK], przy czym

$$T_{0i} = \begin{cases} T_{01} & \text{temperatura powietrza,} \\ T_{02} & \text{temperatura wody.} \end{cases}$$

Przyjęto następujące warunki brzegowe (rys. 3)

$$(3.2) \quad \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=0} = \alpha_{w_1}(T)(T - T_{01}),$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=h} = -\alpha_{w_2}(T)(T - T_{02}),$$

oraz warunek początkowy.

Równanie (3.1) rozwiązano metodą różnic skończonych ze zmiennym krokiem czasowym $\Delta\tau$.

Współczynnik przewodzenia ciepła λ jest funkcją temperatury i określony jest równaniem [29]

$$(3.3) \quad \lambda(T) = 52,02 - 4,97v - 2,27(v)^2 + 0,31(v)^3,$$

gdzie

$$v = \frac{1}{T_0}(T - T_0), \quad T_0 = 293 \text{ K.}$$

Szybkość chłodzenia elementów zależy od kształtu, wielkości elementu, stanu powierzchni oraz zdolności oziębiania medium chłodzącego. Podstawowym czynnikiem decydującym o zdolności chłodzącej jest współczynnik przyjmowania ciepła α .

Współczynnik ten zmienia się w bardzo szerokim zakresie podczas chłodzenia i zależy od wielu czynników, m.in. od różnicy temperatur powierzchni ciała chłodzonego i ośrodka chłodzącego, stanu i temperatury ośrodka chłodzącego oraz od rodzaju powierzchni elementu [30 i 32]. Współczynnik przyjmowania jest funkcją temperatury i określa się go z liczby Nusselta [30, 31]:

$$(3.4) \quad \text{Nu} = \frac{\alpha_w(T) l}{\lambda},$$

gdzie l jest charakterystycznym wymiarem ciała chłodzonego. Liczbę Nusselta określa się wzorem następującym:

$$(3.5) \quad \text{Nu} = 0,135(\text{Gr Pr})^{1/3}$$

gdzie $\text{Gr} = \frac{\beta g l^3}{\nu^2} \Delta T$ oznacza liczbę Grasshofa, $\text{Pr} = \nu/a$ liczbę Prandtla, β współczynnik rozszerzalności objętościowej [1/K], g przyspieszenie grawitacyjne [m/s^2], ν lepkość kinematyczną ośrodka chłodzącego [m^2/s], a współczynnik wyrównania temperatury ośrodka chłodzącego [m^2/s^2] oraz λ współczynnik przewodzenia ciepła ośrodka chłodzącego [W/mK].

Podstawiając (3.5) do (3.4), otrzymuje się ogólnie

$$(3.6) \quad \alpha_w(T) = 0,135 \lambda \left(\frac{\beta g}{\nu a} \Delta T \right)^{1/3}.$$

Zatem dla płaskownika mamy

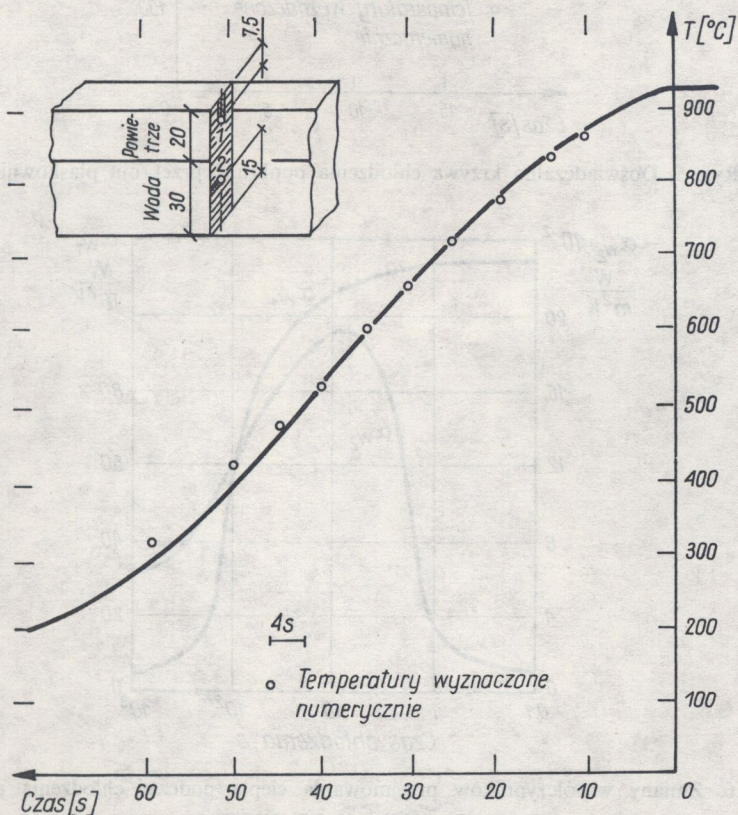
$$(3.7) \quad \alpha_{w1}(T) = 0,135 \lambda_1 \left(\frac{\beta_1 g}{\nu_1 a_1} \Delta T \right)^{1/3},$$

$$(3.8) \quad \alpha_{w2}(T) = 0,135 \lambda_2 \left(\frac{\beta_1 g}{\nu_2 a_2} \Delta T \right)^{1/3},$$

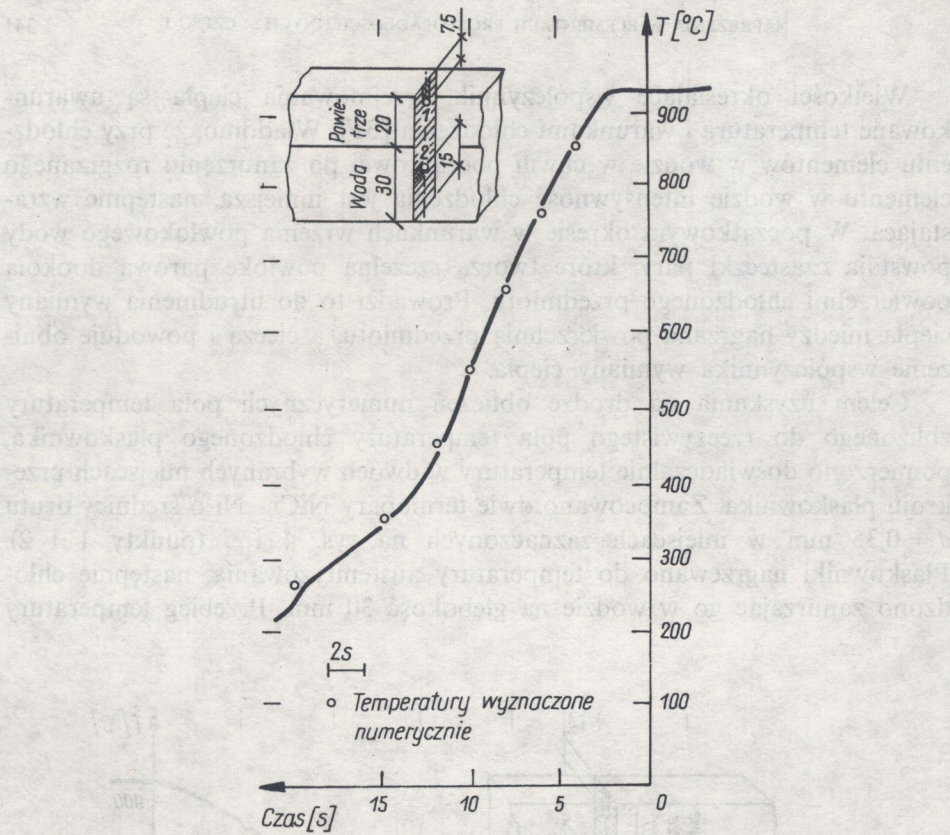
gdzie $\Delta T = T - T_{0i}$.

Wielkości określające współczynnik przyjmowania ciepła są uwarunkowane temperaturą i warunkami chłodzenia [31]. Wiadomo, że przy chłodzeniu elementów w wodzie w chwili początkowej po zanurzeniu rozgrzanego elementu w wodzie intensywność chłodzenia jest mniejsza, następnie wzrastająca. W początkowym okresie w warunkach wrzenia powłokowego wody powstają cząsteczki pary, które tworzą szczelną powłokę parową dookoła powierzchni chłodzonego przedmiotu. Prowadzi to do utrudnienia wymiany ciepła między nagrzaną powierzchnią przedmiotu, a cieczą i powoduje obniżenie współczynnika wymiany ciepła.

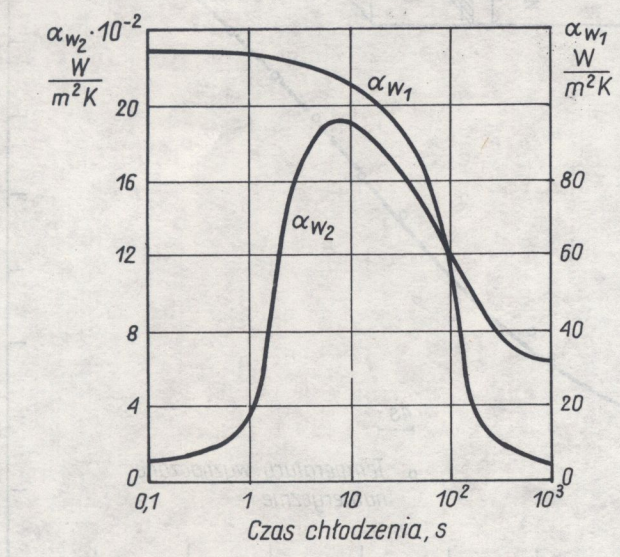
Celem uzyskania na drodze obliczeń numerycznych pola temperatury zbliżonego do rzeczywistego pola temperatury chłodzonego płaskownika, pomierzono doświadczalnie temperatury w dwóch wybranych miejscach przekroju płaskownika. Zamocowano dwie termopary NiCr-Ni o średnicy drutu $d = 0,35$ mm w miejscach zaznaczonych na rys. 4 i 5 (punkty 1 i 2). Płaskowniki nagrzewano do temperatury austenitizowania, następnie chłodzono zanurzając go w wodzie na głębokość 30 mm. Przebieg temperatury



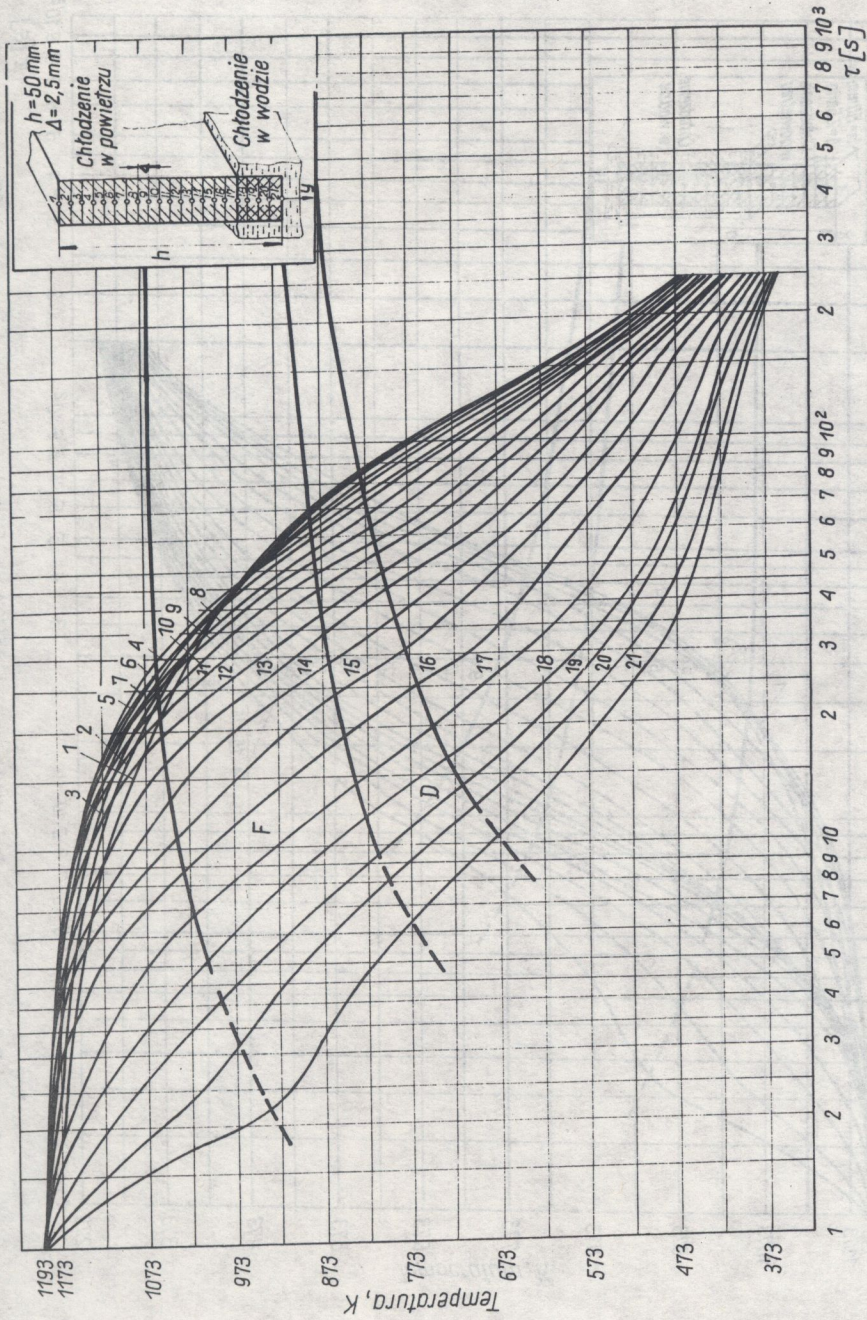
Rys. 4. Doświadczalna krzywa chłodzenia punktu 1 przekroju płaskownika



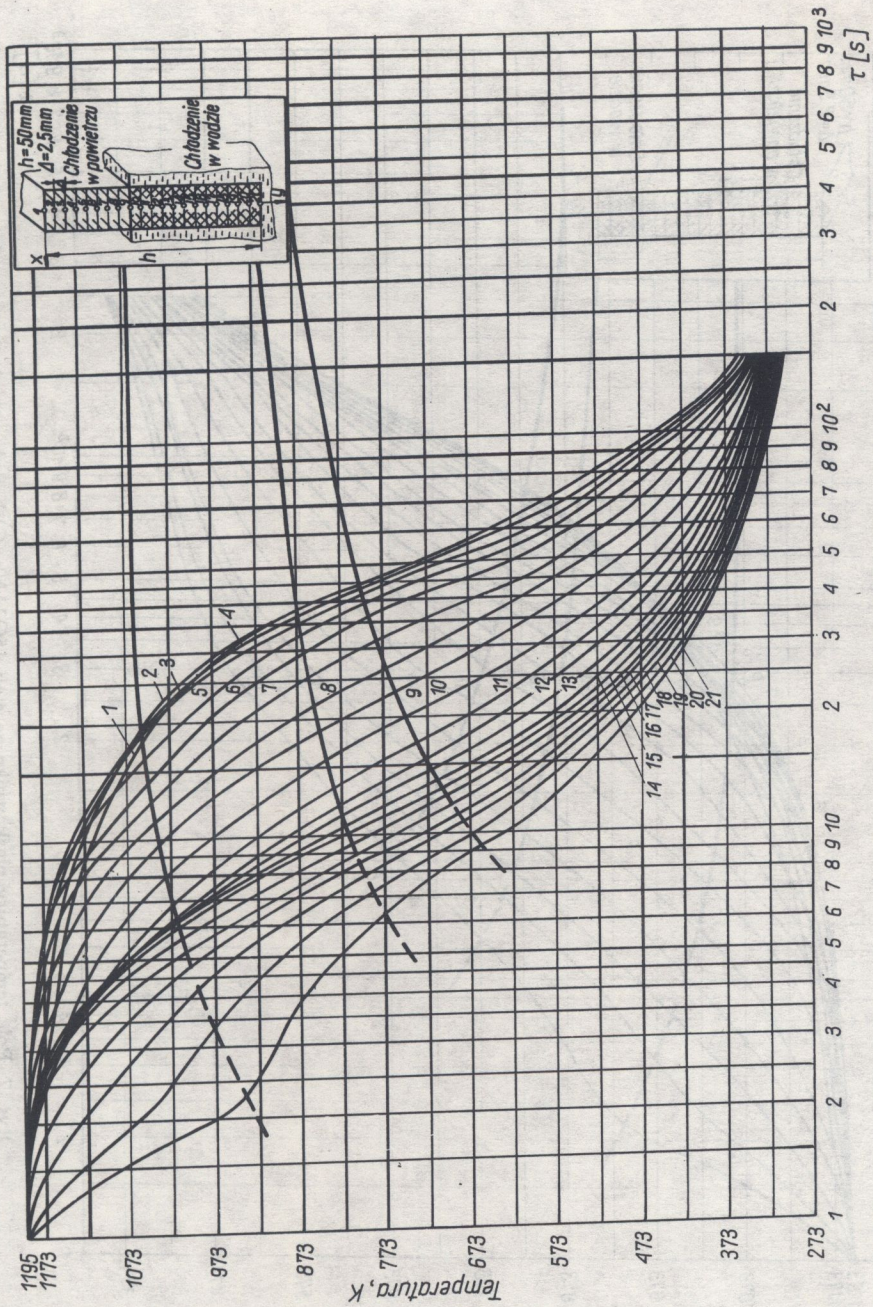
Rys. 5. Doświadczalna krzywa chłodzenia punktu 2 przekroju płaskownika



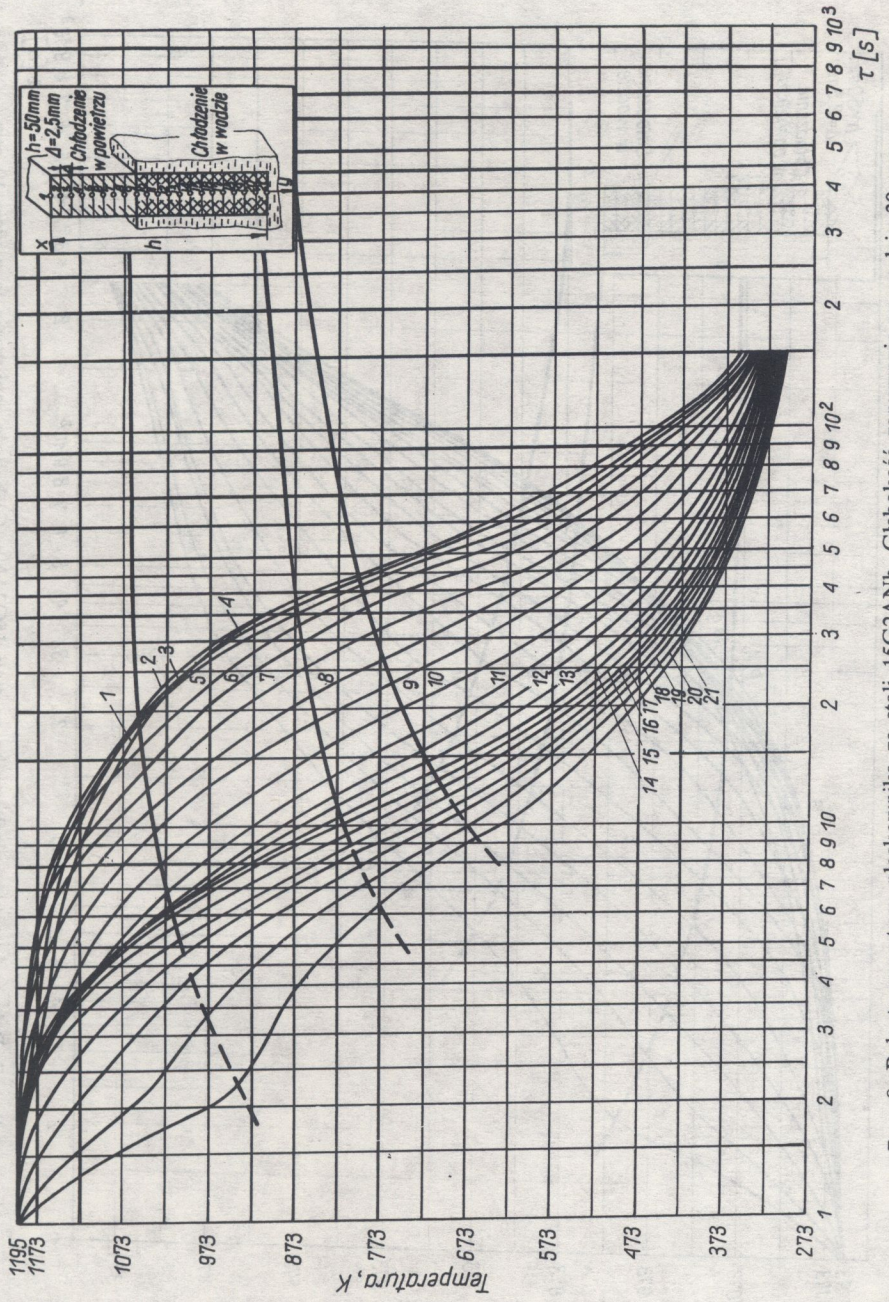
Rys. 6. Zmiany współczynników przejmowania ciepła podczas chłodzenia płaskownika w powietrzu α_{w1} i w wodzie α_{w2}



Rys. 7. Pole temperatury płaskownika ze stali 15G2ANb. Głębokość zanurzenia w wodzie 10 mm



Rys. 8. Pole temperatury płaskownika ze stali 15G2ANb. Głębokość zanurzenia w wodzie 30 mm



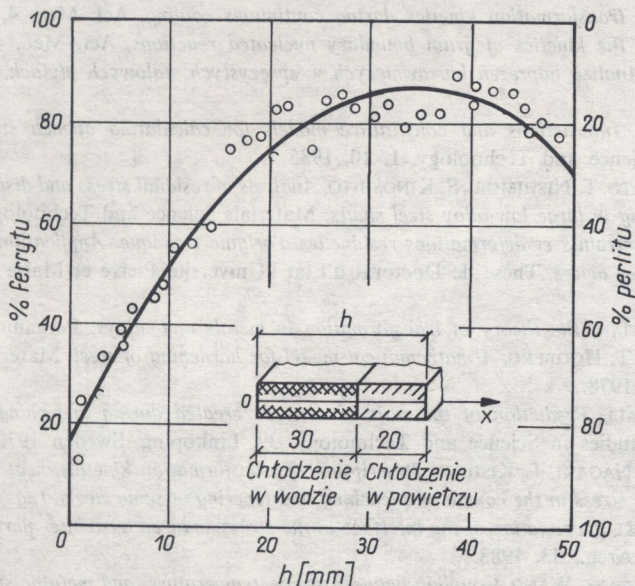
Rys. 8. Pole temperatury płaskownika ze stali 15G2ANb. Głębokość zanurzenia w wodzie 30 mm

rejestrowano za pomocą dwóch rejestratorów kompensacyjnych z rejestracją ciągłą typ TZ 213 produkcji CSRR. Doświadczalne krzywe chłodzenia przedstawiono na rys. 4 i 5. Za pomocą zmiany współczynników α_{wi} odtwarzano temperatury stygnięcia płaskownika. Współczynniki wymiany ciepła α_{w1} określone wzorami (3.7) i (3.8) odpowiednio dla obu ośrodków są funkcją miejsca i wyrażone są przez wielkości termofizyczne, zmieniające się z temperaturą. Dobierano przedziałami zmieniające się wielkości β/va tak, by uzyskać pomierzone doświadczalnie temperatury stygnięcia. W ten sposób uzyskano jako funkcję temperatury zmienność tej wielkości. Współczynniki λ dla odpowiedniego ośrodka chłodzącego dobrano z tablic [32 i 33].

Na rys. 6 przedstawiono zmianę współczynników przejmowania ciepła dla powierzchni odpowiadających punktom pomiarowym odpowiednio dla powietrza α_{w1} i dla wody α_{w2} .

Całkowite pole temperatury wyznaczono numerycznie dla tak określonych współczynników przejmowania ciepła przy głębokości zanurzenia płaskowników w wodzie 10 i 30 mm. Przyjęto stały podział różnicowy. Wyniki podano na rys. 7 i 8. Wykresy temperatury chłodzenia poszczególnych elementów przekroju naniesiono na wykresy CTP_c badanych stali celem zobrazowania efektywnego sprzężenia zjawisk cieplnych i strukturalnych.

Przy zanurzeniu płaskownika w wodzie na głębokości 10 mm powstały duże różnice temperatury w przekroju poprzecznym płaskownika. W przypadku głębszego zanurzenia płaskownika w wodzie 30 mm różnice temperatury w przekroju poprzecznym płaskownika są zdecydowanie mniejsze (por. rys.



Rys. 9. Zawartość ferrytu w płaskowniku chłodzonym w wodzie przy zanurzeniu 30 mm

7 i 8). W chwili początkowej chłodzenia powstają największe różnice temperatury. W miarę postępującego chłodzenia różnice te wyrównują się; rozkład krzywych chłodzenia staje się bardziej równomierny. Zróżnicowane intensywności chłodzenia dały zróżnicowaną strukturę płaskowników. Miały one strukturę ferrytyczno-perlityczną, przy czym pomiaru ilości ferrytu i perlitu dokonano na mikroskopie typu „Quantimet” przy powiększeniu 1025 razy. Poszczególne fazy zliczane były na komputerowym analizatorze obrazu. Na rysunku 9 przedstawiono wyniki tych obliczeń dla płaskownika chłodzonego w wodzie przy głębokości zanurzenia 30 mm. Równanie $y = 0,568 \cdot 10^{-1} x^2 + 0,384 x + 0,204 \cdot 10$ określające ilość ferrytu wyznaczono metodą najmniejszych kwadratów. Współczynnik korelacji wynosił 0,9667.

LITERATURA CYTOWANA W TEKŚCIE

1. В. А. Ломакин, *Преобразование аустенита при произвольном режиме охлаждения*, Изв. А. Н. СССР ОН, 2, 1958.
2. В. А. Ломакин, *Задача определения напряжений и деформации в прочесах термической обработки*, Изв. А. Н. ОН, 1, 1959.
3. T. INOUE, B. RANIECKI, *Determination of thermal-hardening stress in steels by use of thermoplasticity theory. I*, Mech. Phys. Solids., 26, 1978.
4. B. RANIECKI, T. INOUE, *Kinetics of phase transformations and analysis of stresses due to quenching of steel*, J. Society of Materials Sciences, Japan, 26, No 289 1977.
5. B. RANIECKI, *Zagadnienie stosowanej termoplastyczności*, Prace IPPT PAN, Warszawa 1977.
6. J. W. SAHN, *Transformation kinetics during continuous cooling*, Act. Met., 4, 1956.
7. J. W. SAHN, *The kinetics of grain boundary nucleated reactions*, Act. Met., 4, 1956.
8. J. WOELKE, *Analiza naprężeń hartowniczych w sprężystych stalowych płytach*, Rozpr. Inżyn., 31, 1, 1983.
9. S. SJOSTROM, *Interactions and constitutive models for calculating quench stresses in steel*, Materials Science and Technology, 1, 10, 1985.
10. S. KAMMAMOTO, T. NISHIMORI, S. KINOSHITO, *Analysis of residual stress and distortion resulting from quenching in large low-alloy steel shafts*, Materials Science and Technology, 1, 10, 1985.
11. J. GIUSTI, *Contraints et deformations residuelles d'origine termique. Application au soudage et a'la trempe des aciers*, Thèse de Doctorat d'Etat l'Universite Pierre et Marie Curie, Paris 6, 1981.
12. J. W. CHRISTIAN, *The theory of transformation in metals and alloys*, Pergamon Press, 1965.
13. B. HAKBERG, T. HOGBERG, *A mathematical model for hardening of steel*, Material Science and Enging., 35, 1978.
14. B. HILDENWALL, *Prediction of the residual stresses created during quenching*, Dissertations Linköping Studies in Science and Technology, 39, Linköping, Sweden 1979.
15. T. INOUE, S. NAGAKI, T. KISHINO, *Description of transformation kinetics, heat conduction and elastic-plastic stress in the course of quenching and tepering of some steels*, Ing. Arch., 50, 1981.
16. K. WILMAŃSKI, *Propagation of the interface in the stress-induced austenite-martensite transformation*, Ing. Arch., 53, 1983.
17. I. INOUE, ZHIGANG WANG, *Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations*, Materials Science and Technology, 1, 10, 1985.

18. B. RANIECKI, *Overlay model for determining thermal-hardening stresses in metallic solids*, Materials Sciences and Technology **1**, 10, 1985.
19. ZHIGANG WANG, T. INOUE, *Viscoplastic constitutive relation incorporating phase transformation - application to welding*, Materials Sciences and Technology, **1**, 10, 1985.
20. R. CHATTERJEE FISCHER, *Beispiele für durch Wärmebehandlung bedingte Eigenspannungen, Härterei* — Technische Mitteilungen, **28**, 1973.
21. T. INOUE and K. TANAKA, *An elastic-plastic stress analysis of quenching when considering a transformation*, Intern., J. Mech. Science, **17**, 361-367, May 1975.
22. T. INOUE, K. HARAGUCKI, S. KIMURA, *Stress analysis during quenching and tempering*, J. the Society of Material Science, Japan, **25**, June 1976.
23. S. HASHIMOTO, T. INOUE, T. TAMADA, *Elastic - plastic analysis of residual stress and deformation due to quenching of metals*, J. Society of Material Science, Japan, **27**, 296, 1978.
24. K. TANAKA, S. NAGAKI, *A thermomechanical description of materials with internal variables in the process of phase transitions*, Ing.-Arch., **51**, 1982.
25. T. TOSHIOKA, M. FUGAWA, Y. SAIGA, *Calculation of internal stress of steel induced during quenching*, Trans. ISIJ, **12**, 1972.
26. K. TANAKA, R. IWASAKI, A. SAKAI and S. NAGAKI, *On T-T-T and C-C-T diagrams of steels: a phenomenological approach to transformation kinetics*, Ing. Arch., **54**, 1984.
27. R. PARKITNY, W. PIEKARSKA, *Mechanika stygnięcia odlewów - pretów. Podstawy teorii i obliczania*, Praca naukowo-badawcza wykonana w ramach CPBP Nr 02.02, Polit. Częstochowska, Inst. Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn, Częstochowa 1986.
28. H. S. CARSLAW, I. JEAGER, *Conduction of heat in solids*, Oxford University Press, London 1959.
29. Р. Й. Эсман, М. П. Знакин, *Расчеты процессов литья*, Выжшая Школа, Минск 1977.
30. Й. Дзалурья, *Естественная конвекция*, Мир Москва 1983.
31. A. WEROŃSKI, *Hartowanie natryskowe*, Prace Inst. Technologii i Eksploatacji Maszyn., Polit. Lubelska, Seria A, **15**, 1984.
32. S. WIŚNIEWSKI, *Termika techniczna, Poradnik Inżyniera*, WNT, Warszawa 1970.
33. K. RAŽNJEVIC, *Tablice cieplne z wykresami*, WNT, Warszawa 1966.

РЕЗЮМЕ

НАПРЯЖЕНИЯ В ПРЯМОУГОЛЬНЫХ ПАРАЛЛЕЛЕПИПЕДАХ
ОХЛАЖДАЕМЫХ С РАЗНОЙ ИНТЕНСИВНОСТЬЮ
ЧАСТЬ I

В работе приведены результаты исследований модуля упругости E , модуля упрочнения и предела текучести в зависимости от температуры, а также результаты дилатометрических исследований стали 15G2ANb. Приведены измерения температур и результаты численных расчетов полей температур в стержнях, охлаждаемых односторонне водой.

SUMMARY

STRESSES IN CUBOID ELEMENT COOLED WITH WATER AT DIFFERENT RATES

PART I

Young's modulus, hardening modulus and yield point are measured and presented as

functions of temperature; results of dilatometric measurements of 15G2ANb-steel are also given. Temperature measurements are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling.

POLITECHNIKA CZESTOCHOWSKA, CZESTOCHOWA

Praca została złożona w Redakcji w dniu 3 czerwca 1987 r.

1. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

2. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

3. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

4. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

5. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

6. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

7. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

8. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

9. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

10. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

11. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

12. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

13. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

14. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

15. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

16. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

17. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

18. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

19. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

20. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

21. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

22. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

23. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

24. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

25. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

26. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

27. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

28. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

29. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

30. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

31. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

32. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

33. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

34. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

35. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

36. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

37. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

38. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

39. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

40. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

41. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

42. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

43. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

44. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

45. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

46. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

47. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

48. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

49. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

50. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

51. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

52. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

53. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

54. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

55. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

56. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

57. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

58. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

59. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

60. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

61. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

62. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

63. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

64. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

65. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

66. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

67. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

68. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

69. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

70. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

71. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

72. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

73. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

74. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

75. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

76. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

77. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

78. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

79. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

80. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

81. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

82. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

83. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

84. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

85. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

86. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

87. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

88. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

89. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

90. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

91. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

92. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

93. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

94. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

95. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

96. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

97. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

98. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

99. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

100. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF THE THERMAL BEHAVIOR OF 15G2ANb-STEEL

BY RYSZARD PARKITNY AND WIESLAWA PIEKARSKA

ABSTRACT

The paper presents the results of dilatometric measurements of 15G2ANb-steel. The measurements were carried out in the temperature range 20-1000°C. The results are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling. The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C. The results of the dilatometric measurements are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling. The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C.

INTRODUCTION

The purpose of this paper is to present the results of dilatometric measurements of 15G2ANb-steel. The measurements were carried out in the temperature range 20-1000°C. The results are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling. The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C.

EXPERIMENTAL

The dilatometric measurements were carried out using a dilatometer of the type described in [1]. The samples were of the form of a cuboid element with dimensions 10x10x10 mm. The samples were cooled from 1000°C to 20°C in water. The dilatometric curves were recorded at a rate of 10°C/min.

RESULTS AND DISCUSSION

The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C. The results of the dilatometric measurements are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling. The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C.

CONCLUSIONS

The results of the dilatometric measurements show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C. The results are compared with numerical results obtained for cuboid elements subject to unilateral water-cooling. The dilatometric curves show that the steel undergoes a phase transformation at approximately 700°C.

REFERENCES

1. J. K. Knowles, *Metals Handbook*, 9th ed., ASM, 1975.