

УДК 669.017:669.15-194.3:539.4

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.240422.17.838

РОЗРОБЛЕННЯ ТА ВПРОВАДЖЕННЯ НОВОЇ МЕТОДИКИ МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ПРОЦЕСІ ОХОЛОДЖЕННЯ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

БОБИРЬ С. В.¹, *докт. техн. наук, ст. наук. співроб.*,
ПАРУСОВ Е. В.^{2*}, *докт. техн. наук, ст. наук. співроб.*,
ГОЛУБЕНКО Т. М.³, *канд. техн. наук*,
ЛОШКАРЬОВ Д. В.⁴, *ст. інж.*

¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. акад. Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: svboby7@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

^{2*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. акад. Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. акад. Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: sumer@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-3583-211X

⁴ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. акад. Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: kashtanp10@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3817-7840

Анотація. Постановка проблеми. Сучасні дослідження з моделювання фазових перетворень у низьколегованих сталях певною мірою дозволяють розв'язати задачу кількісного визначення фазових перетворень для заданого хімічного складу сталі та різних швидкостей охолодження. Однак можливості доступних універсальних програмних продуктів для аналізу складнолегованих сталей виявляються обмеженими. Основний їх недолік у тому, що користувач не може інтегрувати власні підпрограми розрахунку за діаграмами фазових перетворень. **Мета роботи** – моделювання фазово-структурних перетворень під час охолодження складнолегованих сталей з урахуванням утворення всіх структурних складових, зокрема, залишкового аустеніту. Для досліджень використано сталі 25X2M1Ф і 38XН3МФА та існуючі аналітичні моделі, які були адаптовані для проведення відповідних розрахунків. **Результати.** Розроблено нову методику моделювання фазово-структурних перетворень у процесі охолодження легованих сталей. Для досліджуваних сталей побудовано структурні діаграми залежно від швидкості безперервного охолодження. За розробленою методикою вперше враховано кількість залишкового аустеніту. У відповідності до розробленої методики побудовано термодинамічні діаграми перетворення аустеніту досліджуваних сталей. Згідно з отриманими результатами, розпад аустеніту сталі 38XН3МФА починається за більш низьких температур порівняно зі сталлю 25X2M1Ф. Сталь 25X2M1Ф під час безперервного охолодження зі швидкістю 1,0 °C/c (умови наближені до повітряного охолодження), складається з 18 % фериту, 1 % перліту, 80 % бейніту та 1 % залишкового аустеніту. Сталь 38XН3МФА, охолоджена зі швидкістю 1,0 °C/c, складається з 2 % фериту, 47,5 % бейніту, 50 % мартенситу та 0,5 % залишкового аустеніту. Показано, що для умов природного повітряного охолодження розрахункові дані добре корелюють із практичними результатами.

Ключові слова: фізико-хімічне моделювання; фазові перетворення; леговані сталі; охолодження; нерівноважна термодинаміка; структурні діаграми

DEVELOPMENT AND IMPLEMENTATION OF A NEW METHOD FOR MODELING PHASE-STRUCTURAL TRANSFORMATIONS DURING COOLING OF ALLOY STEELS

BOBYR S.V.¹, *Dr. Sc.(Tech.), Sen. Res.*,
PARUSOV E.V.^{2*}, *Dr. Sc.(Tech.), Sen. Res.*,
GOLUBENKO T.M.³, *Ph. D.*,
LOSHKAREV D.V.⁴, *Sen. Eng.*

¹ Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14 e-mail: svboby7@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

^{2*} Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

³ Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: sumer@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-3583-211X

⁴ Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova K.F. Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: kashtanp10@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3817-7840

Abstract. Formulation of the problem. Modern research on the phase transformations modeling in low-alloy steels allow solving the problem of phase transformations quantitative determination for a given chemical composition of steel and different cooling rates. However, the possibilities of available universal software products for the complex alloy steels analysis are limited. The impossibility for users to integrate their own subroutines according to the phase transformation diagrams is their main disadvantage. **Purpose of research.** Modeling phase-structural transformations during cooling of complex-alloy steels taking into account the formation of all structural components, in particular residual austenite. To research, steels 25Cr2Mo1V and 38CrNi3MoV and existing analytical models were used, which were adapted to carry out the relevant calculations. **Results.** A new method for modeling phase-structural transformations during cooling of alloy steels is developed. Structural diagrams depending on the rate of continuous cooling are constructed for the investigated steels. For the first time, the amount of residual austenite is taken into account according to the developed method. Under developed method thermokinetic diagrams of investigated steels austenite transformation are constructed. According to the diagrams, the decay of austenite steel 38CrNi3MoV begins at lower temperatures compared to steel 25Cr2Mo1V. Steel 25Cr2Mo1V, with continuous cooling at a rate of 1.0 °C/s (conditions close to natural air cooling), consists of 18 % ferrite, 1 % pearlite, 80 % bainite and 1 % residual austenite. Steel 38CrNi3MoV cooled at a rate of 1,0 °C/s consists of 2 % ferrite, 47,5 % bainite, 50 % martensite and 0,5 % residual austenite. It is shown that the calculated data correlate well with practical results at the conditions of natural air cooling.

Keywords: *physicochemical modeling; phase transformation; alloy steels; cooling; nonequilibrium thermodynamics; structural diagrams*

Вступ

У галузі моделювання кінетики фазових перетворень найбільш фундаментальні результати отримані у роботах О. М. Колмогорова, І. Л. Міркіна і М. Аврамі, в яких показано, що об'єм фази, яка утворюється, залежить від ймовірності зародження центрів нової фази, лінійної швидкості їх зростання та часу [1–3].

Фундаментальний огляд математичного моделювання процесу фазових перетворень проведено у працях Б. Я. Любова [4] та Дж. Крістіана [5]. В обох наукових працях зазначено, що аналітичні моделі явно не враховують процесу нестационарного зародження, що суперечить фізиці процесу. Також зазначено, що аналітичні моделі не дозволяють розглядати процес утворення окремих зерен та їх зростання.

Сучасні дослідження, реалізовані в пакетах прикладних програм (JMatPro) для моделювання фазових перетворень у сталях, до певної міри вирішують проблему кількісного опису фазових перетворень за заданого хімічного складу сталі та різних швидкостей охолодження, що, у свою чергу, дає можливість прогнозувати структуру сталей після термічної обробки [6–12].

Як базова широко використовується модель JMAK (Johnson – Mehl – Avrami – Kolmogorov) з різними її модифікаціями.

Однак можливості універсальних програмних продуктів з кінцево-елементного розрахунку термомеханічних моделей з нелінійними властивостями, що змінюються на кожному кроці розрахунку, об'єднані під час аналізу складнолегованих сталей. Основний недолік полягає в тому, що користувач не може інтегрувати власні підпрограми розрахунку за діаграмами фазових перетворень, наприклад, під час суміщеної гарячої та криогенної обробки.

Мета роботи – моделювання фазово-структурних перетворень у процесі охолодження складнолегованих сталей з урахуванням утворення всіх структурних складових, зокрема, залишкового аустеніту.

Матеріали та методика досліджень

Як вихідний матеріал обрано легovanі сталі 25X2M1Ф і 38ХН3МФА, що використовуються для виготовлення інструменту гарячого деформування. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в таблиці.

Хімічний склад досліджуваних легованих сталей

Марка сталі	Хімічний склад, % ваг.						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
25X2M1Ф	0,29	0,37	0,45	2,75	0,25	1,1	0,37
38ХНЗМФА	0,38	0,30	0,27	1,30	3,25	0,4	0,15

Для моделювання структури легованої сталі використано аналітичну модель перетворення аустеніту [1]. Рівняння М. Аврамі, використане для розрахунку кінетики фазового перетворення, має такий вигляд [10–12]:

$$P_{\alpha} = 1 - \exp(-(V \cdot \tau)^n), \quad (1)$$

де P_{α} – результат фазового перетворення (кількість утвореного фериту, перліту або бейніту); V – відносна швидкість перетворення; n – ступінь рівняння; τ – час перетворення (нижче критичної точки A_{c3} для фериту, A_{c1} – для перліту та A_{c0} – для бейніту).

Відносна швидкість перетворення визначається наступною формулою [10–12]:

$$V = K \cdot \Delta T \cdot \exp(-Q/2RT), \quad (2)$$

де $\Delta T = T_c - T$, T – поточна температура; T_c – температура критичних точок перетворення; Q – енергія активації дифузії вуглецю у легованій сталі; K – постійний коефіцієнт; R – універсальна газова константа, $1.987 \text{ [cal K}^{-1} \text{ mol}^{-1}]$.

Параметр Q для фериту і перліту дорівнює енергії активації дифузії вуглецю в аустеніті, а для бейніту він дорівнює енергії активації дифузії вуглецю у фериті. Температура A_{c0} для сталей визначається виходячи з умови, що максимум швидкості росту бейніту збігається з температурою, розрахованою за рівнянням (2), та її експериментальним значенням на ізотермічній діаграмі. Це значення розраховано для досліджуваних сталей і становить $\sim 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ для сталі 25X2M1Ф та $\sim 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ для сталі 38ХНЗМФА.

Рівняння (2) описує температурну залежність швидкості росту утворюваної фази в охолоджуваній сталі з максимумом за певної температури переохолодження ΔT , яка визначається на графіках ізотермічного

перетворення аустеніту. Це співвідношення дозволяє визначати експериментальне значення енергії активації дифузії Q .

Ступінь кінетичного рівняння (n) для перлітного і бейнітного перетворення визначається за такою формулою [13]:

$$n = \frac{1,7665}{\lg(\tau_{95\%}) - \lg(\tau_{5\%})}, \quad (3)$$

де $\tau_{5\%}$ – найменший час, необхідний для утворення 5 % фази; $\tau_{95\%}$ – найменший час, необхідний для утворення 95 % фази. Максимальна швидкість перетворення (V_{\max}) розраховувалася за наступною формулою:

$$V_{\max} = \sqrt[2]{0,0513 / \tau_{5\%}}. \quad (4)$$

Виходячи з отриманого значення V_{\max} , визначається коефіцієнт K у формулі (2).

Кількість мартенситу, що утворюється в сталі, можливо розрахувати за рівнянням, запропонованим у праці [10]:

$$P_{\alpha} = A_m \left(1 - \exp \left(-K_{\alpha} \frac{M_s - T}{T - M_f} \right) \right), \quad (5)$$

де A_m – кількість аустеніту, що зберігається до температури M_s ; M_s – температура початку мартенситного перетворення; M_f – температура завершення мартенситного перетворення, K_{α} – коефіцієнт швидкості формування мартенситу за температури M_s .

Удосконалена модель враховує швидкість фазово-структурного перетворення (фериту, перліту, бейніту), що дозволяє більш достовірно інтерпретувати фізичні коефіцієнти. Для описання процесу утворення мартенситу модель враховує як температуру початку мартенситного перетворення, так і температуру завершення перетворення, які визначаються за встановленими вище регресійними моделями. Для обчислення кількості

залишкового аустеніту враховується його стабілізація в області бейнітного перетворення.

Методика моделювання фазово-структурних перетворень у сталях

Результати аналітичного розрахунку фазових перетворень слугували основою для проведення комп'ютерного моделювання. Методика моделювання фазових перетворень у легованих сталях складається з таких кроків:

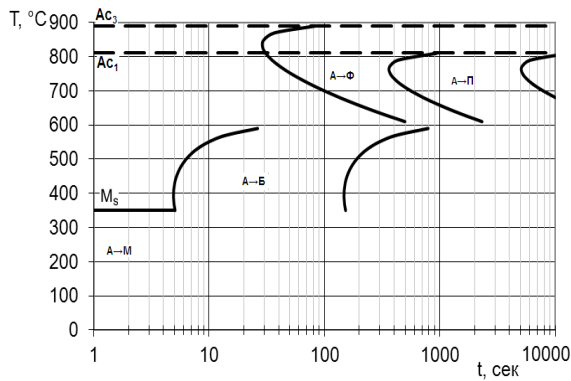
1) розрахунок критичних точок фазових перетворень за регресійною моделлю, розробленою для широкого діапазону хімічного складу легованих сталей;

2) побудова ізотермічних діаграм (ІТД) за розрахованими критичними точками та їх порівняння з відомими експериментальними даними;

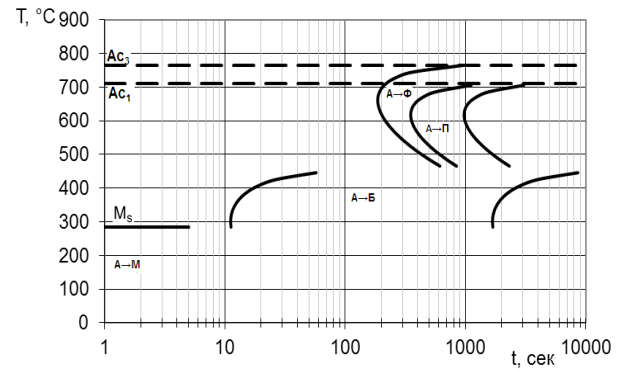
3) побудова фазово-структурних діаграм та термокінетичних діаграм (ТКД) за розробленою методикою, доповненою розрахунком кількості фериту та залишкового аустеніту;

4) розрахунок кривих охолодження та міжфазових перетворень на поверхні металовиробу та їх порівняння з експериментальними даними;

5) розрахунок кількості та об'ємних часток фазових складових структури сталі після завершення термічного оброблення.

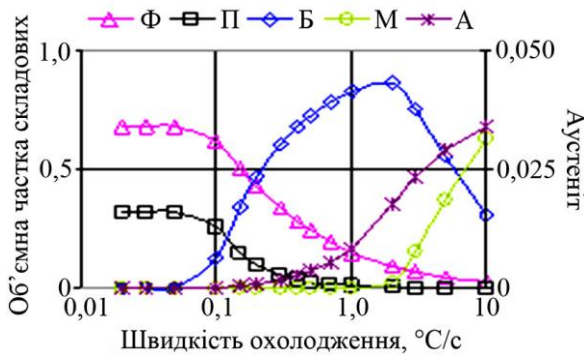


а

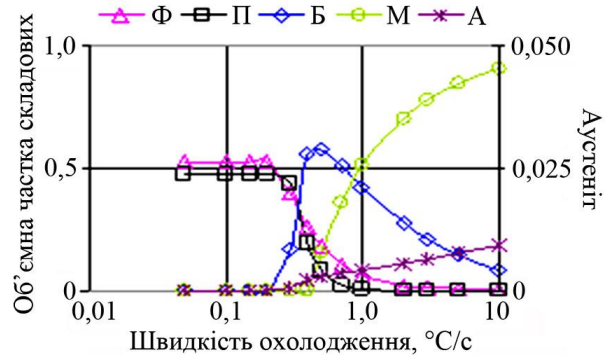


б

Рис. 1. Ізотермічні діаграми досліджуваних сталей 25Х2М1Φ (а) і 38ХНЗМФА (б)



а



б

Рис. 2. Структурні діаграми досліджуваних сталей 25Х2М1Φ (а) і 38ХНЗМФА (б): Ф – ферит, П – перліт, Б – бейніт, М – мартенсит, А – аустеніт залишковий

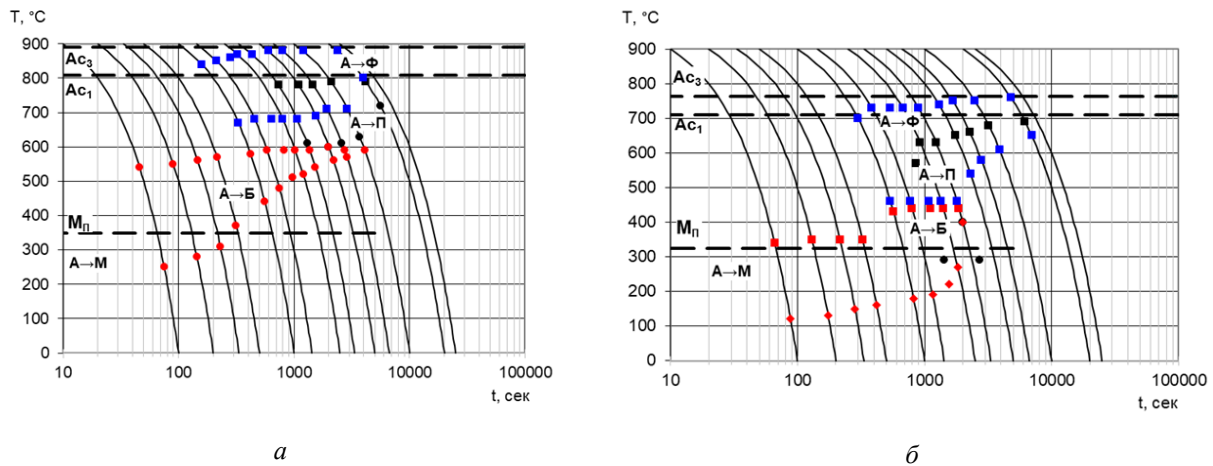


Рис. 3. Термокінетичні діаграми сталей 25Х2М1Ф (а) і 38ХНЗМФА (б)

Для досліджуваних легованих сталей критичні точки визначені в діапазоні марочного хімічного складу, за рахунок статистичної обробки та побудови аналітичних моделей. Це дало змогу врахувати легувальні елементи у широкому діапазоні їх вмісту. Тому визначення критичних точок за наведеним алгоритмом стало перевагою розробленої аналітичної моделі, на відміну від експериментальних методів побудови ІТД і ТКД за допомогою традиційних методів.

Результати досліджень та їх обговорення

Аналіз фазово-структурних перетворень у легованих сталях на побудованих моделях. Відповідно до розробленої методики побудовано ізотермічні діаграми перетворення аустеніту досліджуваних сталей з урахуванням залишкового аустеніту (рис. 1). Визначено критичні точки досліджуваних сталей: для сталі 25Х2М1Ф – $A_{c3} = 895$ °С, $A_{c1} = 810$ °С, $M_s = 350$ °С; для сталі 38ХНЗМФА – $A_{c3} = 765$ °С, $A_{c1} = 710$ °С, $M_s = 285$ °С.

Сталі 25Х2М1Ф та 38ХНЗМФА зазнають трьох трансформацій аустеніту: феритної, перлітної і бейнітної. У сталі 25Х2М1Ф між перлітною і бейнітною складовими (рис. 1, а) існує область підвищеної стабільності аустеніту за температури ~ 600 °С. У сталі 38ХНЗМФА (рис. 1, б) спостерігається температурний інтервал стійкості аустеніту між перлітною і бейнітною складовими, а утворення бейніту

й фериту починається пізніше та за більш низьких температур, порівняно зі сталлю 25Х2М1Ф. Відмінності в елементах хімічного складу цих сталей визначають тип фазових діаграм (рис. 2). Кількість залишкового аустеніту врахована за розробленою методикою вперше.

Для досліджуваних сталей побудовано структурні діаграми залежності від швидкості безперервного охолодження. Сталь 25Х2М1Ф, за безперервного охолодження зі швидкістю $1,0$ °С/с до кімнатної температури, складається із 18 % фериту, 1 % перліту, 80 % бейніту та 1 % залишкового аустеніту.

Сталь 38ХНЗМФА, охолоджена зі швидкістю $1,0$ °С/с до 20 °С (умови наближені до повітряного охолодження), складається із 2 % фериту, 47,5 % бейніту, 50 % мартенситу та 0,5 % залишкового аустеніту.

У відповідності з розробленою методикою побудовано ТКД досліджуваних сталей. На побудованій ТКД сталі 38ХНЗМФА за температури 450 °С присутній перетин бейнітної та перлітної областей, в якому зазначені структурні складові формуються одночасно (рис. 3, б). Области феритного і перлітного перетворень для сталі 38ХНЗМФА зміщені порівняно зі сталлю 25Х2М1Ф (рис. 3, а), а розпад аустеніту починається за більш низьких температур.

Результати моделювання показали, що для сталі 25Х2М1Ф можливо досягти переважно бейнітної структури в широкому

діапазоні швидкостей безперервного охолодження. Сталь 38ХНЗМФА за аналогічних швидкостей охолодження матиме мартенситно-бейнітну структуру і відповідно більш високі показники міцності та поверхневої зносостійкості.

Висновки

Виконано комплексні дослідження особливостей перебігу фазових і структурних перетворень у процесі охолодження досліджуваних сталей 25Х2М1Ф та 38ХНЗМФА з урахуванням утворення залишкового аустеніту й адаптування наявних аналітичних моделей для проведення моделювання. На підставі розробленого методологічного підходу побудовано ізотермічні, термокінетичні та структурні

діаграми розпаду аустеніту легованих сталей 25Х2М1Ф і 38ХНЗМФА.

За результатами досліджень встановлено, що для сталі 25Х2М1Ф можливо отримати переважно бейнітну структуру в широкому діапазоні швидкостей безперервного охолодження. За аналогічних швидкостей охолодження сталь 38ХНЗМФА складається із мартенситно-бейнітної структури, а отже, буде володіти підвищеними показниками міцності та поверхневої зносостійкості.

Розроблена методика може бути корисною для металознавців, оскільки, на відміну від існуючих програмних продуктів, дозволяє достовірно прогнозувати кінцевий тип структури сталі залежно від вмісту легувальних елементів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Миркин И. Л. Исследование эвтектоидной кристаллизации стали. *Структура и свойства сталей и сплавов* : сб. тр. Московского института стали. 1941. С. 5–158.
2. Колмогоров А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов. *Известия АН СССР. Серия : Математическая*. 1937. Т. 1, № 3. С. 355–359.
3. Avrami M. Kinetics of phase change. I General theory. *Journal of Chemical Physics*. 1939. № 7 (12). Pp. 1103–1112.
4. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Москва : Металлургия, 1969. 264 с.
5. Кристиан Дж. У. Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Москва : Мир, 1968. 613 с.
6. Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M., Shirayori A. Numerical simulation and experimental verification of carburising-quenching process of SCr420H steel helical gear. *Journal of Material Processing Technology*. 2009. Vol. 209 (7). Pp. 3597–3609.
7. Li Jun-Wan, L. Tang, Li Shao-Hong, Wu Xiao-Chun. FEM simulation and experimental verification of temperature field and phase transformation in deep cryogenic treatment. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2012. Vol. 22. Pp. 2421–2430.
8. Buchmayr B., Kirkaldy J. S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating*. 1990. Vol. 8 (2). Pp. 127–136.
9. Inoue T., Funatani K., Totten G. E. Process modeling for heat treatment : Current status and future development. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*. 2000. Vol. 5 (1). Pp. 14–25.
10. Krot P., Bobyr S., Dedik M. Simulation of backup rolls quenching with experimental study of deep cryogenic treatment. *Int. J. of Microstructure and Materials Properties*. 2017. Vol. 12, № 3/4. Pp. 259–275.
11. Bobyr S. V., Loschkarev D. V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019. Vol. 5, iss. 3. Pp. 1–3.
12. Bobyr S. V., Krot P. V., Loschkarev D. V. Models of structural phase transformations and mechanical properties of alloy steels rolls. Chapter in book *Carbon Steel : Microstructure, Mechanical Properties and Applications – Hauppauge (USA)*: Nova Science Publishers Inc., 2019. Pp. 81–106.
13. Счастливцев В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л., Окишев К. Ю., Табатчикова Т. И., Хлебникова Ю. В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург : УрО РАН, 2006. 309 с.

REFERENCES

1. Mirkin I.L. *Issledovaniye evtektoidnoy kristallizatsii stali* [Study of eutectoid crystallization of steel]. *Struktura i svoystva staley i splyavov* [Structure and properties of steels and alloys]. 1941, pp. 5–158. (in Russian).
2. Kolmogorov A.N. *K statisticheskoy teorii kristallizatsii metallov* [On the statistical theory of crystallization of metals]. *Izvestiya AN SSSR, seriya matematicheskaya* [Proceedings of the Academy of Sciences of the USSR, Mathematical Series]. 1937, vol. 1, no. 3, pp. 355–359. (in Russian).

3. Avrami M. Kinetics of phase change. I General theory. *Journal of Chemical Physics*. 1939, no.7 (12), pp. 1103–1112.
4. Lyubov B.Ya. *Kineticheskaya teoriya fazovykh prevrashcheniy* [Kinetic theory of phase transformations]. Moscow : Metallurgiya Publ., 1969, 264 p. (in Russian).
5. Kristian Dzh.U. *Fizicheskoye metallovedeniye. Vyp. 2. Fazovyye prevrashcheniya* [Physical Metal Science. Iss. 2. Phase Transformations]. Moscow : Mir Publ., 1968, 613 p. (in Russian).
6. Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M. and Shirayori A. Numerical simulation and experimental verification of carburising-quenching process of SCr420H steel helical gear. *Journal of Material Processing Technology*. 2009, vol. 209 (7), pp. 3597–3609.
7. Li Jun-Wan, L. Tang, Li Shao-Hong and Wu Xiao-Chun. FEM simulation and experimental verification of temperature field and phase transformation in deep cryogenic treatment. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2012, vol. 22, pp. 2421–2430.
8. Buchmayr B. and Kirkaldy J.S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating*. 1990, vol. 8 (2), pp. 127–136.
9. Inoue T., Funatani K. and Totten G.E. Process modeling for heat treatment : current status and future development. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*. 2000, vol. 5 (1), pp. 14–25.
10. Krot P., Bobyr S. and Dedik M. Simulation of backup rolls quenching with experimental study of deep cryogenic treatment. *Int. J. of Microstructure and Materials Properties*. 2017, vol. 12, no. 3/4, pp. 259–275.
11. Bobyr S.V. and Loschkarev D.V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019, vol. 5, iss. 3. pp. 1–3.
12. Bobyr S.V., Krot P.V. and Loschkarev D.V. Models of structural phase transformations and mechanical properties of alloy steels rolls. Chapter in book *Carbon Steel : Microstructure, Mechanical Properties and Applications – Hauppauge (USA) : Nova Science Publishers Inc.*, 2019, pp. 81–106.
13. Schastlivtsev V.M., Mirzayev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I. and Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Pearlite in carbon steels]. Yekaterinburg : UrO RAN Publ., 2006, 309 p. (in Russian).

Надійшла до редакції: 13.03.22.