

## МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПІД ЧАС БЕЗПЕРЕВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Бобирь С.В., Парусов Е.В., Голубенко Т.М., Чуйко І.М., Барановська О.Є.  
*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (м. Дніпро, Україна)*

**Вступ.** У даний час для виробництва опорних валків прокатних станів, які експлуатуються у складних умовах, використовують високовуглецеві леговані сталі (65X3CMФ, 80X3MФ, 80X5MФ), які у своєму складі містять дефіцитні й дороговартісні хімічні елементи. Незважаючи на це, стійкість до зношування металовиробів із зазначених сталей в жорстких умовах експлуатації (високі циклічні навантаження та підвищені температури) виявляється на практиці недостатньою. Одним зі способів ефективного впливу на поліпшення експлуатаційної стійкості високовуглецевих легованих сталей може бути застосування криогенного оброблення після попереднього термічного оброблення.

Відомо, що поліпшення властивостей металовиробів можливе лише за умов наявності повних уявлення про основні характеристики та особливості оброблюваних сталей. Експериментальні дослідження фазово-структурних перетворень в сталях під час термічного оброблення полягають у побудові ізотермічних та термокінетичних діаграм (ТКД).

У той же час використання численних експериментальних випробувань за напрямом встановлення особливостей протікання структурних перетворень має обмежене застосування. Ізотермічні діаграми використовують для якісної оцінки впливу хімічного складу на перетворення метастабільного аустеніту. ТКД не можуть надати достовірних результатів про структуру сталей, якщо фактична швидкість охолодження металовиробу відрізняється від швидкості охолодження за експериментальними даними. Отже, у більшості випадків, ТКД застосовують для кількісної оцінки стійкості аустеніту під час безперервного охолодження сталей.

На сьогоднішній день у літературних джерелах відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту сталей 65X3CMФ, 80X3MФ і 80X5MФ під час безперервного охолодження, тому цей напрям потребує проведення додаткових комплексних досліджень.

**Мета роботи** – дослідження фазових перетворень під час безперервного охолодження сталей 65X3CMФ, 80X3MФ і 80X5MФ.

**Матеріал і методики досліджень.** В якості вихідного матеріалу

використовували зразки від промислових партій поковок. Під час моделювання та проведення розрахунків застосовано розроблену аналітичну модель та кінцево-елементні моделі.

**Результати досліджень.** Для проведення досліджень використовували сталі 65X3СМФ, 80X3МФ і 80X5МФ, хімічний склад яких наведено у таблиці.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V
65X3СМФ	0,63	0,31	0,78	0,009	0,022	2,81	0,28	0,27	0,16	0,17
80X3МФ	0,78	0,37	0,38	0,006	0,014	2,68	0,38	0,37	0,11	0,11
80X5МФ	0,80	0,35	0,32	0,005	0,018	4,72	0,45	0,31	0,09	0,14

Для прогнозного визначення структурних складових досліджуваних сталей використовували аналітичну модель перетворення аустеніту [1] із розрахунком температур та часу перетворень за регресійною моделлю [2]. Рівняння М. Аврамі, яке використано для розрахунку кінетики фазових перетворень, має наступний вигляд:

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

де  $P_{\alpha}$  – результат фазового перетворення (кількість утвореного фериту, перліту або бейніту);  $V$  – відносна швидкість перетворення;  $n$  – ступінь рівняння;  $\tau$  – час перетворення (нижче критичної точки  $A_{c1}$  – для перліту, і  $A_{c0}$  – для бейніту). Температуру  $A_{c0}$  для досліджуваних сталей знаходили за результатами дилатометричних досліджень на натурних зразках.

Відносна швидкість перетворення визначається за наступним рівнянням [2, 3]:

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

де  $\Delta T = T_c - T$ ,  $T$  – поточна температура;  $T_c$  – температура критичних точок перетворення  $A_{c1}$  або  $A_{c0}$ ;  $Q$  – енергія активації дифузії вуглецю в сталі;  $K$  – постійний коефіцієнт;  $R$  – універсальна газова константа – 1,987 [cal K<sup>-1</sup> mol<sup>-1</sup>].

Рівняння (2) описує температурну залежність швидкості зростання продуктів розпаду аустеніту від величини переохолодження сталі за максимумом при деякому переохолодженні  $\Delta T$ , що визначається за ізотермічними діаграмами. Виходячи з цієї відповідності знаходили експериментальне значення енергії активації дифузії.

Під час проведення досліджень в якості базової сталі використали марку

80X3МФ із відомою ізотермічною діаграмою та структурою після проведення термічного оброблення [4, 5].

Показник ступеня кінетичного рівняння для бейнітного перетворення знаходили за рівнянням [6]:

$$n = 1,7665 / (\lg \tau_{98\%} - \lg \tau_{2\%}), \quad (3)$$

де  $\tau_{2\%}$  – найменший час утворення 2 % фази (перліту або бейніту);  $\tau_{98\%}$  – найменший час утворення 98 % фази (перліту або бейніту).

Максимальну швидкість перетворення ( $V_m$ ) розраховували за наступним рівнянням:

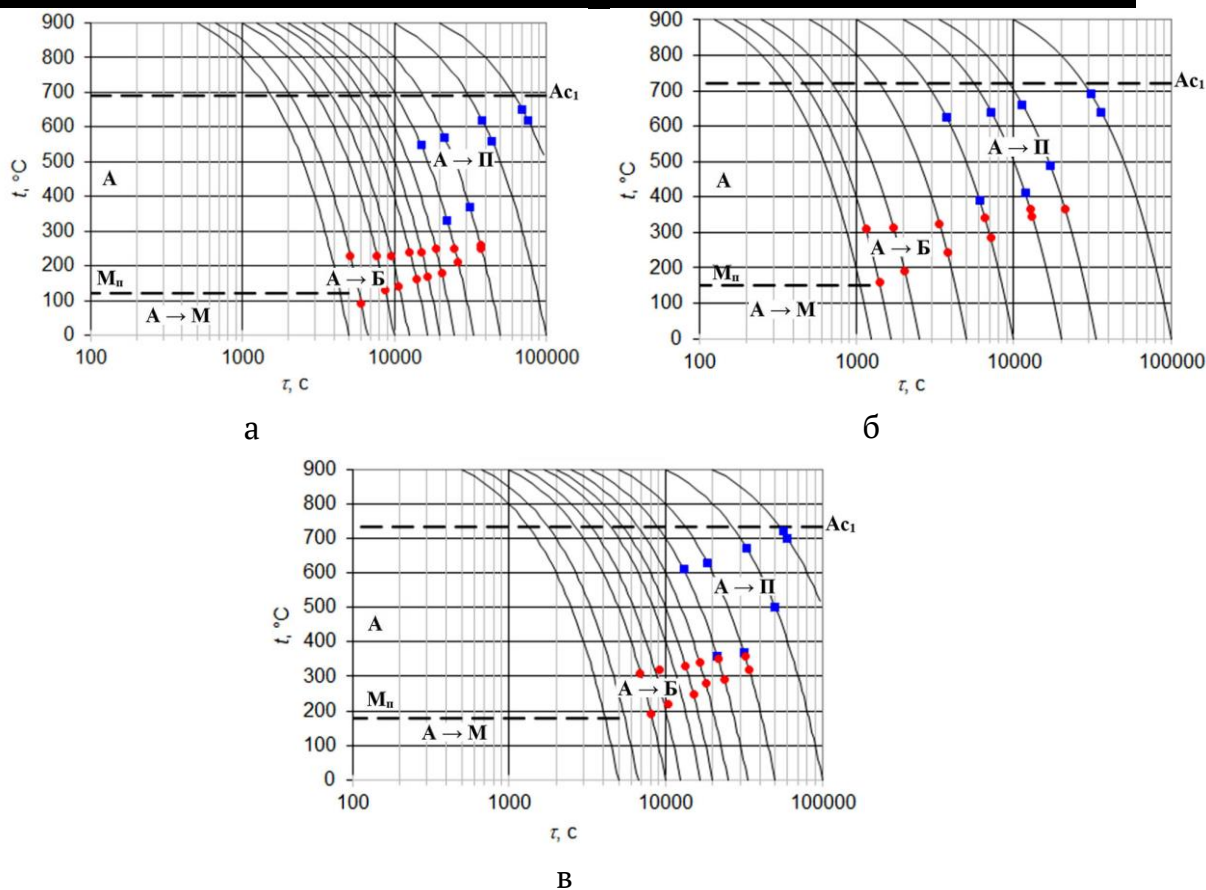
$$V_m = \sqrt[3]{0,0513 / \tau_{50\%}}, \quad (4)$$

Виходячи з цього значення ( $V_m$ ), знаходили коефіцієнт  $K$  у рівнянні (2). Кількість утворюваного в сталі мартенситу розраховували за наступним рівнянням [1]:

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

де  $A_m$  – кількість аустеніту, що зберігається до температури  $M_s$ ;  $M_s$  – температура початку мартенситного перетворення;  $M_f$  – температура завершення мартенситного перетворення,  $K_\alpha$  – коефіцієнт швидкості формування мартенситу при температурі  $M_s$ .

Отримані результати узагальнено у вигляді ТКД (рисунок). На наступному етапі досліджень доцільно провести побудову ізотермічних і структурних діаграм сталей 65X3СМФ, 80X3МФ, 80X5МФ, у тому числі із визначенням розподілу структурних складових за глибиною зміцненого шару (0–100 мм), що дозволить створити науково-обґрунтовані засади вдосконалення технології термічного оброблення опорних валків прокатних станів, які виготовлені з високовуглецевих легованих сталей.



а – сталь 65X3CMΦ; б – 80X3MΦ; в – сталь 80X5MΦ

Рисунок 1 – Термокінетичні діаграми високовуглецевих легованих сталей

### Література

1. 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. No. 3–4. pp. 259–275.
2. Bobyr S. V., Loschkarev D. V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019, Vol. 5, Issue 3. pp. 1–3.
3. 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.
4. 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.
5. 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.
6. В. М. Счастливец и др. Перлит в углеродистых сталях : монография / Екатеринбург : УрО РАН, 2006. 311 с.

## MODELING OF PHASE TURNING PID HOUR OF PERMANENT COOLING OF HIGH-CARBON ALLOYING STEELS

Bobyр Serhii, Parusov Eduard, Golubenko Tetiana, Chuiko Ihor, Baranovs'ka Olena

**Abstract.** On the basis of the author's analytical model together with finite element models, simulation of phase transformations during continuous cooling of high-carbon alloyed steels, intended for the manufacture of metal products of responsible purpose, in particular for the metallurgical and machine-building industries, was performed. The simulation results are summarized by constructing thermokinetic diagrams of austenite decay in the process of continuous cooling of steels 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV. The obtained results will be used during the adjustment of industrial modes of heat treatment of metal products of responsible purpose, in particular, back-up rolls of rolling mills. At the next stage of research, it is advisable to construct isothermal and structural diagrams of steels 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV including the determination of the distribution of structural components according to the depth of the strengthened layer (0–100 mm), which will allow to create scientifically based principles for improving the technology of heat treatment of support rolls rolling mills, which are made of high-carbon alloy steels.

**Keywords:** modeling, phase transformation, high carbon alloy steels, continuous cooling, thermokinetic diagrams.

### Reference

1. 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. No. 3–4. pp. 259–275.
2. Bobyr S. V., Loschkarev D. V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019, Vol. 5, Issue 3. pp. 1–3.
3. 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.
4. 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.
5. 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.
6. V. M. Schastlivtsev and etc. *Perlit u vuhletsevykh staliakh [Perlite in carbon steels]*. Yekaterinburg: UB RAS, 2006. 311 c