

УДК 621.785:621.771.07:669.15.017

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.39.943

ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ РОБОЧОГО ШАРУ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ

ПАРУСОВ Е. В.^{1*}, *докт. техн. наук*,
 БОБИРЬ С. В.², *докт. техн. наук, пров. наук. співроб.*,
 ПРИХОДЬКО І. Ю.³, *докт. техн. наук*,
 ЧУЙКО І. М.⁴, *канд. техн. наук, ст. наук. співроб.*,
 ЗАХАРЧУК С. С.⁵, *нач. лаб.*

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

² Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: svboby07@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: isi@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-5651-8106

⁴ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ ПРАТ «Новокраматорський машинобудівний завод», вул. Олексі Тихого, 5, 84305, Краматорськ, Донецька обл., Україна, тел. +38 (06264) 7-89-77, e-mail: zakharchuk@nkmz.donetsk.ua, ORCID ID: 0000-0002-0862-9060

Анотація. Постановка проблеми. Під час виготовлення великогабаритних прокатних валків гарячого деформування використовують високовуглецеві сталі, додатково леговані хромом, молібденом, ванадієм. Прокатні валки в процесі експлуатації зазнають значних навантажень, тому вони повинні володіти достатньою твердістю та стійкістю до зношування. Для виготовлення прокатних валків гарячого деформування останнім часом використовують сталі типу 65X3CMФ, 80X3МФ, 80X5МФ, однак, незважаючи на це, їх стійкість до зношування в жорстких умовах експлуатації виявляється недостатньою. У літературних джерелах відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту зазначених валкових сталей, тому цей напрям потребує відповідних комплексних досліджень. **Мета роботи** – розвиток методики прогнозування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків у процесі термічного зміцнення високовуглецевих легованих сталей з урахуванням визначальних параметрів технології виготовлення. Для досліджень використано сталі 65X3CMФ, 80X3МФ, 80X5МФ й аналітичні моделі, що були адаптовані для відповідних розрахунків. **Результати.** Розроблено методику моделювання фазово-структурних перетворень у процесі безперервного охолодження високовуглецевих легованих сталей. Для сталей 65X3CMФ, 80X3МФ, 80X5МФ побудовано термокінетичні діаграми та на їх засадах досліджено особливості формування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків (опорні, робочі) під час термічного зміцнення. Встановлено, що спосіб загартування з об'ємного нагріву опорних валків зі сталі 65X3CMФ забезпечує формування бейнітної структури за усією унормованою глибиною їх робочого шару. Для робочих валків, виготовлених зі сталей 80X3МФ і 85X5МФ, найбільш ефективним виявляється спосіб загартування з диференційованим нагрівом, при цьому в останньому випадку безперервне охолодження слід проводити з більш уповільненою швидкістю.

Ключові слова: структура; охолодження; прокатні валки; леговані сталі; фазові перетворення; термокінетичні діаграми

PREDICTION OF THE STRUCTURAL STATE OF THE WORKING LAYER OF LARGE-SIZE ROLLS DURING THERMAL HARDENING

PARUSOV E.V.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.)*,
 BOBYR S.V.², *Dr. Sc. (Tech.), Lead. Res.*,
 PRYKHODKO I.Yu.³, *Dr. Sc. (Eng.)*,
 CHUIKO I.M.⁴, *Cand. Sc. (Tech.), Sen. Res.*,
 ZAKHARCHUK S.S.⁵, *Head of Lab.*

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

² Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: svboby07@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

³ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: isi@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-5651-8106

⁴ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ Private Joint-Stock Company “Novokramatorsky Mashinostroitelny Zavod”, 5, Oleksy Tyhoho St., Kramatorsk, Donetsk region, 84305, Ukraine, tel. +38 (06264) 7-89-77, e-mail: zakharchuk@nkmz.donetsk.ua, ORCID ID: 0000-0002-0862-9060

Abstract. Problem statement. High-carbon steels, which are additionally alloyed with chromium, molybdenum, and vanadium, are used during the production of large-sized rolling rolls for hot deformation. Rolling rolls are subjected to significant loads during operation, so they must have sufficient hardness and resistance to wear. Steels of the type 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV have recently been used for the production of hot-formed rolling rolls, but despite this, their resistance to wear in harsh operating conditions is insufficient. There is no information in the literature about the peculiarities of the austenite decay kinetics of the specified rolled steels, therefore, this direction requires appropriate comprehensive research. **Purpose.** Development of a methodology for predicting the structural state of the working layer of large rolling rolls in the process of thermal strengthening of high-carbon alloy steels, taking into account the determining parameters of the manufacturing technology. **Results.** A methodology for modeling phase-structural transformations in the process of continuous cooling of high-carbon alloy steels was developed. For steels 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV were constructed thermokinetic diagrams and on their basis, the peculiarities of the formation of the structural state of the working layer of large rolling rolls (support, working) during thermal hardening were investigated. It has been established that the method of hardening by volumetric heating of support rolls made of 65Cr3SiMoV steel ensures the formation of a bainite structure over the entire normalized depth of their working layer. For working rolls made of 80Cr3MoV and 80Cr5MoV steels, the most effective method is hardening with differentiated heating, while in the latter case continuous cooling should be carried out at a slower speed.

Keywords: *structure; cooling; rolling rolls; alloy steels; phase transformations; thermokinetic diagrams*

Вступ

Для виготовлення великогабаритних прокатних валків гарячого деформування (опорні, робочі, вагою до 57 т та 85 т відповідно) здебільшого використовують сталі із вмістом вуглецю 0,65–0,90 %, леговані Cr, Mo, V. Прокатні валки в процесі експлуатації зазнають значних навантажень, тому їх поверхнева твердість та стійкість до зношування під час загальних та локальних розігрівів повинна бути високою. Необхідні службові властивості валків формуються на етапі остаточного термічного оброблення (загартування та відпуск). Збільшення глибини та твердості робочого шару валків можна досягти за рахунок визначення раціональної системи легування та оптимізації технології виготовлення.

До основного способу термічного зміцнення великогабаритних прокатних валків належить загартування робочого шару струменями води та водоповітряною сумішшю на спреєрних установках в умовах об'ємного (ОТЗ) або диференційованого (ДТЗ) нагрівів. Раціональне визначення параметрів режиму загартування валкових сталей дозволяє отримати максимально ефективну

глибину робочого шару та запобігти утворенню тріщин під час охолодження.

Останнім часом для виготовлення прокатних валків використовують сталі типу 65ХЗСМФ, 80ХЗМФ і 80Х5МФ. Незважаючи на це, стійкість до зношування валків у жорстких умовах експлуатації нерідко виявляється недостатньою.

Відомо, що поліпшення властивостей готових металовиробів можливе за наявності повноти уявлень про фазово-структурні перетворення в сталях, з яких вони виготовлені. У сфері моделювання кінетики фазово-структурних перетворень фундаментальний огляд за цим напрямом наведено у працях [1–2]. Дослідження, проведені у програмному пакеті «JMatPro» та під час комплексних лабораторних експериментів, вирішили проблему кількісного опису фазових перетворень відповідно до хімічного складу і швидкості охолодження, що надало можливість прогнозного визначення структурного стану сталей [3–13].

Однак можливості програмних продуктів для скінченно елементного розрахунку моделей з нелінійними властивостями, що змінюються на окремих етапах, виявляються

обмеженими під час визначення типу структури у вуглецевих легованих сталях.

Нині у літературних джерелах відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту вищезазначених валкових сталей, зокрема, з урахуванням впливу масштабного фактора (геометричних розмірів металовиробу), тому цей напрям потребує відповідних досліджень.

Мета роботи – розвиток методики прогнозування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків у процесі термічного зміцнення високовуглецевих легованих сталей з урахуванням визначальних параметрів технології виготовлення.

Матеріали та методи досліджень

Як вихідний матеріал обрано промислові партії легованих валкових сталей, хімічний склад яких наведено в таблиці. Для прогнозного визначення структурного стану за глибиною робочого шару прокатних валків застосовано метод скінченних елементів. Термокінетичні діаграми (ТКД) побудовано за допомогою власної авторської методики [12–15]. Згідно з внутрішньою нормативною документацією ПАТ НКМЗ відповідність властивостей робочого шару прокатних валків (опорні, робочі) гарячого деформування повинна забезпечуватися за глибиною 90–110 мм від поверхні бочки.

Таблиця

Хімічний склад досліджуваних легованих сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P	Ni	Cu
65X3CMФ	0,63	0,31	0,78	2,81	0,27	0,17	0,009	0,022	0,28	0,16
80X3MФ	0,78	0,37	0,38	2,68	0,37	0,11	0,006	0,014	0,38	0,11
80X5MФ	0,80	0,35	0,32	4,72	0,31	0,14	0,005	0,018	0,45	0,09

Результати досліджень та їх обговорення

У відповідності з розробленою аналітичною моделлю [14; 15] побудовано ТКД валкових сталей 65X3CMФ, 80X3MФ і 80X5MФ (рис. 1). Аналіз отриманих ТКД показав, що досліджувані сталі характеризуються широкою областю існування переохолодженого аустеніту (лінії ТКД суттєво зміщені праворуч). Області дифузійного й проміжного перетворень для сталей 65X3CMФ (рис. 1, а) та 80X5MФ (рис. 1, в) характеризуються більшою стійкістю переохолодженого аустеніту порівняно зі сталлю 80X3MФ (рис. 1, б).

Між перлітною і бейнітною областями у сталях 65X3CMФ і 80X3MФ спостерігається підвищена стійкість аустеніту в інтервалі температур 250–330 °С і 340–390 °С відповідно.

Дифузійне перетворення в сталях 65X3CMФ і 80X5MФ відбувається в інтервалі швидкостей охолодження 0,03–0,005 °С/с, при цьому для сталі 80X3MФ цей інтервал становить 0,10–0,01 °С/с. Аналогічна закономірність спостерігається для областей

проміжного перетворення досліджуваних сталей. Утворення бейніту в сталях 65X3CMФ і 80X5MФ відбувається за близького інтервалу швидкостей безперервного охолодження 0,15–0,02 °С/с та 0,10–0,02 °С/с відповідно, а для сталі 80X3MФ він становить 0,60–0,03 °С/с.

Підвищення вмісту хрому від 2,68 % (80X3MФ) до 4,72 % (80X5MФ) впливає на підвищення стійкості аустеніту та зміщує області перлітного та бейнітного перетворень на ТКД.

Отримані результати дозволяють стверджувати, що для сталей 65X3CMФ і 80X5MФ можливо досягти мартенситної структури в широкому інтервалі швидкостей безперервного охолодження (більше 0,10–0,15 °С/с). При цьому сталь 80X3MФ за аналогічних швидкостей безперервного охолодження матиме змішану перлітно-бейнітну структуру і, відповідно, нижчі показники міцності та поверхневої зносостійкості. За побудованими ТКД визначали розподіл структурних складових за глибиною термічно зміцненого робочого шару прокатних валків.

Бочка робочого валка має профіль з калібрами, тому охолоджується за різними режимами. Під час моделювання задавали геометричні розміри і параметри термічного зміцнення прокатних валків відповідно до існуючої технології ПАТ НКМЗ. Таким чином, розв'язувалась термомеханічна задача з граничними умовами (рис. 2) та тривалістю подачі охолоджувача з колекторів, розташованих за периметром валків. При цьому задавали швидкість обертання валка та відповідні зони охолодження на його поверхні, які відповідали впливу факелів

охолоджувальної рідини із форсунок.

На побудовані ТКД досліджуваних сталей наносили розраховані температурні криві, які відповідають конкретним зонам за перерізом бочки валків під час безперервного охолодження (рис. 3). На першому етапі моделювання режиму термічного зміцнення опорних та робочих валків проводили способом ОТЗ на спреєрних пристроях у дві стадії: розрахунок розподілу температурних полів за радіусом бочки опорного валка 0–120 мм з кроком 40 мм (рис. 3, а) і робочого валка 0–100 мм з кроком 20 мм (рис. 3, б).

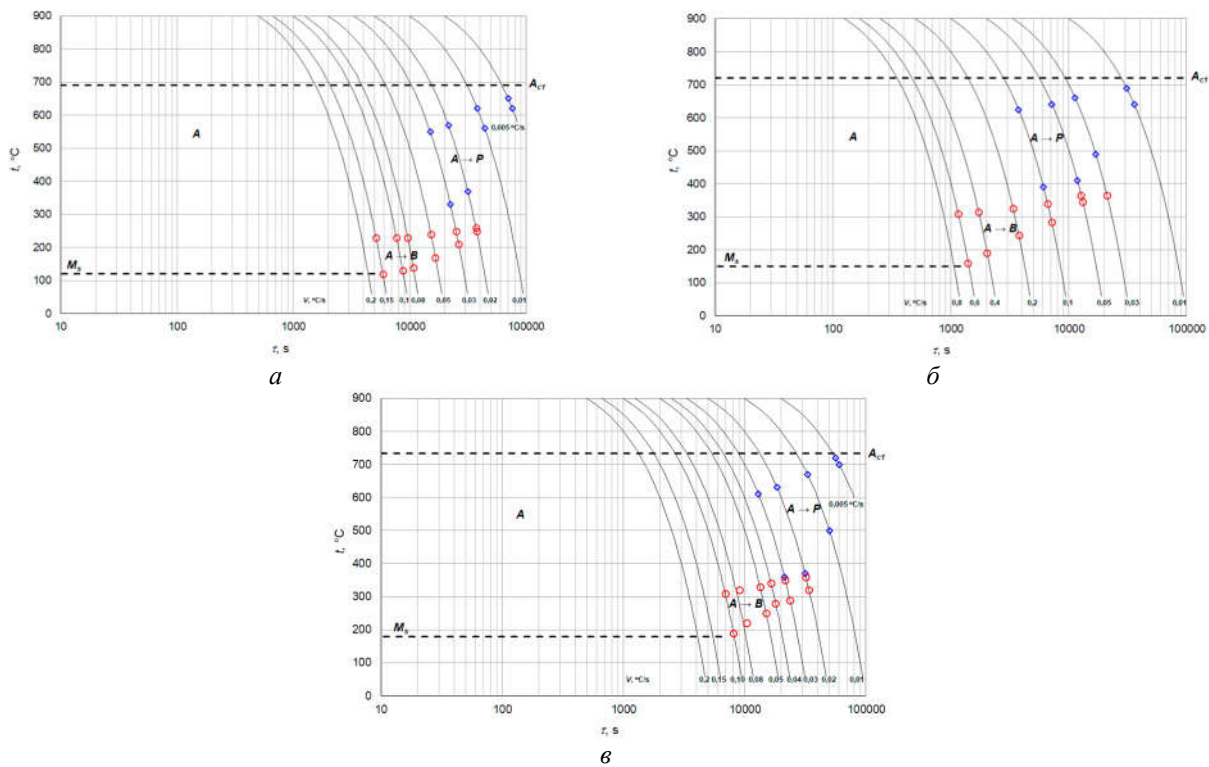


Рис. 1. ТКД розпаду аустеніту досліджуваних сталей 65X3СМФ (а), 80X3МФ (б), 80X5МФ (в): А – аустеніт, Р – перліт, В – мартенсит, M_s – початок мартенситного перетворення

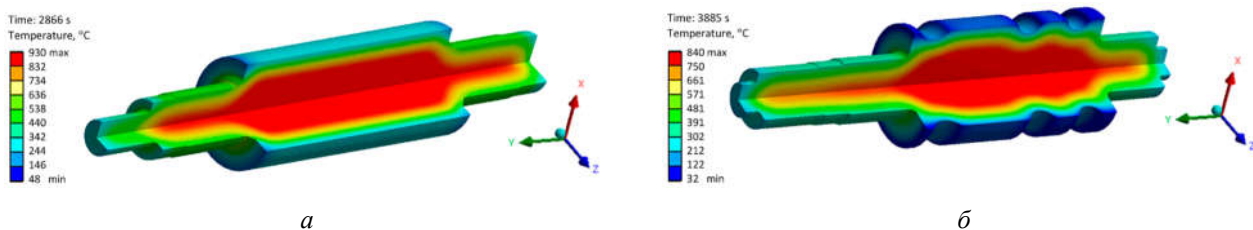


Рис. 2. Розподіл температури в опорному зі сталі 65X3СМФ (а) та робочому валках зі сталі 80X3МФ (б) способом ОТЗ

У процесі загартування опорних валків зі сталі 65X3СМФ (стадія I – 0–600 с; стадія II – 600–1200 с) область утворення мартенситу (нижче критичної точки M_s) досягається на поверхні бочки валка. Після припинення

примусового охолодження (починаючи з 2400 с) та подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 500 °С.

За подальшого охолодження валка відбувається розпад аустеніту в бейнітній області на глибині 0–120 мм. У процесі загартування робочого валка зі сталі 80Х3МФ (стадія I – 0–600 с; стадія II – 600–1200 с)

область утворення мартенситу не досягається навіть на поверхні бочки валка. На всій глибині, крім поверхні, температурні криві містяться поза областю бейнітного (B_s – B_f) перетворення.

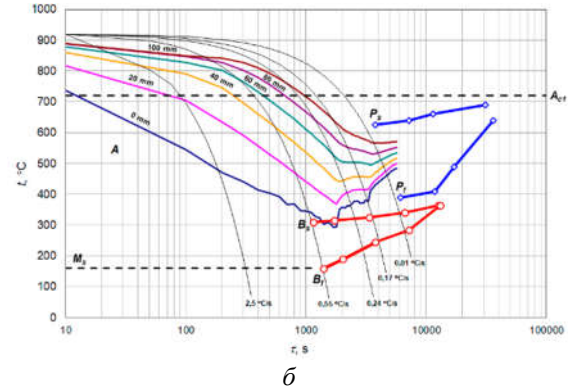
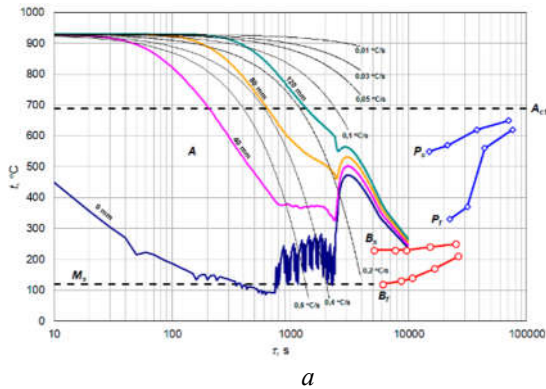


Рис. 3. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 65Х3СМФ (а) і 80Х3МФ (б) під час термічного зміцнення способом ОТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 2400 с) і подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 550 °С, що вище за потрібну температуру відпуску (~ 500 °С) та оминає температурний інтервал утворення бейніту. За подальшого охолодження валка відбувається розпад аустеніту за дифузійним механізмом в

інтервалі температур (P_s – P_f).

Отже, можна констатувати, що розглянутий режим термічного зміцнення неефективний для отримання високої твердості поверхні бочки робочих валків.

На наступному етапі проведено моделювання режиму термічного зміцнення робочих валків зі сталей 80Х3МФ і 80Х5МФ за способом ДТЗ (рис. 4).

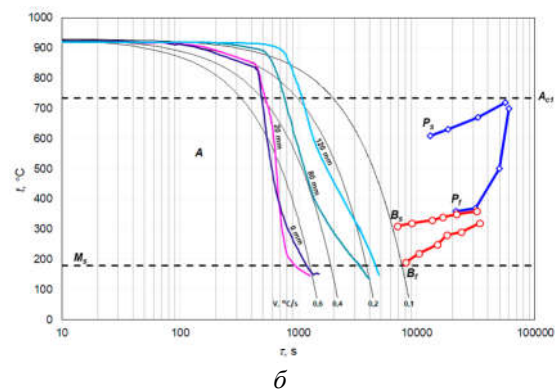
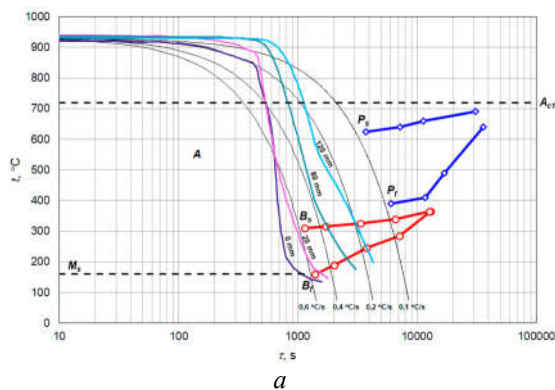


Рис. 4. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 80Х3МФ (а) і 80Х5МФ (б) під час термічного зміцнення способом ДТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

У процесі ДТЗ робочого валка зі сталі 80Х3МФ (стадія I – 0–2820 с; стадія II – 2820–4860 с) навіть на глибині 120 мм від поверхні не відбувається дифузійний розпад аустеніту (інтервал температур P_s – P_f), а

основні фазові перетворення відбуваються в бейнітній області (B_s – B_f).

На поверхні бочки валка температура та швидкість охолодження дозволяють досягти мартенситної області.

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 4860 с) за подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів бочки валка вирівнюються до середньомасового значення ~ 150 °С, нижче критичної точки B_f , що забезпечує формування бейнітної структури сталі.

У процесі ДТЗ робочого валка зі сталі 80X5МФ (стадія I – 0–2820 с; стадія II – 2820–4860 с) на глибині 0–120 мм бочки валка перетворення відбуваються в мартенситній області.

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 4860 с) і подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 150 °С, що відповідає області мартенситного перетворення, яке зумовить одночасне формування високої поверхневої твердості та крихкості сталі. Отже, термічне зміцнення

робочих валків зі сталі 80X5МФ слід проводити з більш уповільненою швидкістю безперервного охолодження порівняно зі сталлю 80X3МФ.

Висновки

Побудовано ТКД для сталей 65X3СМФ, 80X3МФ і 80X5МФ, які раніше не були відомі. На засадах скінченно елементної моделі отримала розвиток розрахункова методика та визначено структурний стан робочого шару бочки великогабаритних прокатних валків, що виготовлені з високовуглецевих легованих сталей. Це дозволяє отримувати попередню інформацію стосовно особливостей формування структури за глибиною унормованого робочого шару бочки прокатних валків з урахуванням визначальних параметрів технології термічного зміцнення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Москва : Металлургия, 1969. 264 с.
2. Кристиан Дж. У. Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Москва : Мир, 1968. 613 с.
3. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Клемшов Є. С., Подольський Р. В. Розробка рекомендацій щодо швидкостей охолодження залізничних коліс із застосуванням моделювання в програмному комплексі QFORM VX 8.2 для формування однорідної феритно-перлітної структури. *Системні технології*. 2021. № 3 (134). С. 13–22. URL: <https://10.34185/1562-9945-3-134-2021-02>
4. Babachenko O. I., Kononenko G. A. and Podolskyi R. V. Development of a Model for Calculating Changes in K76F Rail Steel Temperature to Determine the Heat Treatment Parameters. *Sci. in nov.* 2021. Vol. 17, № 4. Pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>
5. Подольський Р. В., Сафронова О. А., Меркулов О. Є., Клемшов Є. С., Кононенко Г. А., Бабаченко О. І. Розроблення методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe–C сплавах. *Теорія і практика металургії*. 2021. № 5 (130). С. 62–69.
6. Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels. *Chernye Metally*. 2020. № 9. Pp. 39–44.
7. Parusov E. V., Parusov V. V., Sychkov A. B., Klimenko A. P., Sagura L. V., Sivak A. I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. № 6. Pp. 70–74.
8. 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.
9. Li J.-W., Tang L., Li S.-H., Wu X.-C. 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.
10. 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.
11. 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.
12. 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.
13. 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.

14. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Лошкарёв Д. В. Розроблення та впровадження нової методики моделювання фазово-структурних перетворень у процесі охолодження легованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. № 1 (96). С. 17–23. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240422.17.838>

15. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Чуйко І. М., Барановська О. Є. Моделювання фазових перетворень під час безперервного охолодження високовуглецевих легованих сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні : матер. Міжнар. наук.-техн. конф.* (м. Дніпро, 22 березня 2022 р.). Дніпро : УДУНТ, 2022. С. 67–71. URL: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.017>

REFERENCES

1. Lyubov B.Ya. *Kineticheskaya teoriya fazovykh prevrashcheniy* [Kinetic theory of phase transformations]. Moscow : Metallurgiya Publ., 1969, 264 p. (in Russian).

2. Kristian Dzh.U. *Fizicheskoye metallovedeniye. Vyp. 2. Fazovyye prevrashcheniya* [Physical metal science. Iss. 2. Phase transformations]. Moscow : Mir Publ., 1968, 613 p. (in Russian).

3. Babachenko O.I., Kononenko G.A., Klemeshov E.S. and Podolskiy R.V. *Rozrobka rekomendatsii shchodo shvydkostei okholodzhennia zaliznychnykh kolis z zastosuvanniam modeliuvannia v prohramnomu kompleksi QFORM VX 8.2 dlia formuvannia odnorodnoi feryto-perlitnoi struktury* [Development of recommendations for the cooling rates of railway wheels using simulation in the QFORM VX 8.2 software package for the formation of a homogeneous ferrite-pearlite structure]. *Systemni tekhnolohyy* [System Technologies]. 2021, no. 3 (134), pp. 13–22. URL: <https://10.34185/1562-9945-3-134-2021-02> (in Ukrainian).

4. Babachenko O.I., Kononenko G.A. and Podolskiy R.V. Development of a Model for Calculating Changes in K76F Rail Steel Temperature to Determine the Heat Treatment Parameters. *Sci. in Nov.* 2021, vol. 17, no. 4, pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>

5. Podolskiy R.V., Safronova O.A., Merkulov O.E., Klemeshov E.S., Kononenko G.A. and Babachenko O.I. *Rozroblennia metodyky modeliuvannia fazovo-strukturykh peretvoren u lehovanykh Fe-C splavakh* [Development of a methodology for modeling phase-structural transformations in doped Fe–C alloys. *Teoriia i praktyka metalurhii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 2021, no. 5 (130), pp. 62–69. (in Ukrainian).

6. Parusov E.V., Lutsenko V.A., Chuiko I.N., Parusov O.V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels. *Cherneye Metally*. 2020, no. 9, pp. 39–44.

7. Parusov E.V., Parusov V.V., Sychkov A.B., Klimenko A.P., Sagura L.V. and Sivak A.I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016, no. 6, pp. 70–74.

8. 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.

9. Li J.-W., Tang L., Li S.-H. and Wu X.-C. 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.

10. 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.

11. 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.

12. 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.

13. 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.*

14. Bobir S.V., Parusov E.V., Golubenko T.M. and Loshkarev D.V. *Rozroblennia ta vprovadzhenia novoi metodyky modeliuvannia fazovo-strukturykh peretvoren u protsesi okholodzhennia lehovanykh stalei* [Development and implementation of a new method of modeling phase-structural transformations during cooling of alloyed steels]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metall Science and Heat Treatment of Metals]. 2022, no. 1(96), pp. 17–23. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240422.17.838>. (in Ukrainian).

15. Bobir S.V., Parusov E.V., Golubenko T.M., Chuyko I.M. and Baranovska O.E. *Modeliuvannia fazovykh peretvoren pid chas bezperevnoho okholodzhennia vysokovuhletsevykh lehovanykh stalei* [Modeling of phase transformations during continuous cooling of high-carbon alloy steels]. *Informatsiini tekhnolohii v metalurhii ta mashynobuduvanni : mater. mizhnar. nauk.-tekhn. konf.* [Information technologies in metallurgy and mechanical engineering : mater. Intern. sc. and tech. conf.]. Dnipro, March 22, 2022. Dnipro : USUST Publ., 2022, pp. 67–71. URL: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.017>. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції: 11.03.2023.