

УДК 669.017:669.15-194.3:539.4

С.В.Бобырь¹⁾, П.В.Крот¹⁾, И.Ю.Приходько¹⁾, М.А.Дедик¹⁾,
С.И.Плугатарь²⁾, С.С.Захарчук²⁾, Д.В.Лошкарев¹⁾

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ
ОХЛАЖДЕНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКЕ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ**

*Институт черной металлургии им. З.И.Некрасова НАН Украины¹⁾
Донбасская государственная машиностроительная академия, г.Краматорск²⁾*

Выполнены исследования фазовых превращений в процессе многостадийной термической обработки крупногабаритных прокатных валков, адаптированы аналитические модели фазовых превращений, применимые к расчету совместно с конечно-элементными моделями. Приведены результаты расчетов фазовых составляющих в процессе изготовления валков и графики температур по глубине закаленного слоя, совмещенные с экспериментальными термокинетическими диаграммами. Показано, что в процессе многостадийной термической обработки крупногабаритных валков наибольшее количество мартенсита прогнозируется для стали 70X3ГНМФ до глубины 80 мм, а для стали 50X5НМФ до глубины 40 мм.

Ключевые слова: прокатные валки, термическая обработка, фазовые превращения, модель

Введение. В области термической обработки улучшение технологических процессов возможно только при условии достаточно полного представления об основных характеристиках и особенностях обрабатываемых сплавов.

Экспериментальное исследование структурных превращений стали в результате термической обработки заключается в построении изотермических (ГТТ) и термокинетических (ССТ) диаграмм, а также в изучении прокаливаемости стали. В тоже время, применение многочисленных экспериментальных тестов по изучению структурных превращений имеет ограниченное применение. Изотермические диаграммы используются только для качественной оценки влияния химического состава на процесс распада аустенита. Термокинетические диаграммы не могут дать достоверных сведений о структуре стали, если режим охлаждения отличается от режимов охлаждения в экспериментах. По этой причине термокинетические диаграммы используются только для количественной оценки устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении. Прокаливаемость не дает возможность прогнозировать структуру стали после термической обработки на основе ее химического состава, так как является характеристикой только конкретной марки стали. Ограничения, связанные с методикой представления экспериментальных данных, можно устранить за счет создания аналитических и конечно-элементных математических моделей, параметры которых определяются на основе выше перечисленных экспериментов.

В области моделирования кинетики фазовых превращений наиболее фундаментальные результаты получены в работах А.Н. Колмогорова, И.Л. Миркина и М. Аврама, в которых объем вновь образуемой фазы ставится в зависимость от вероятности зарождения центров, линейной скорости их роста и прошедшего времени [1-3].

Фундаментальный обзор математического моделирования процесса фазовых превращений проведен в работах Б.Я. Любова [4] и Дж. Кристиана [5]. В этих трудах указано, что аналитические модели не учитывают явно процесс нестационарного зарождения, что противоречит физике процесса. Также отмечено, что аналитические модели не позволяют рассматривать процесс образования отдельных зерен и их роста.

Современные исследования, реализованные в пакетах прикладных программ (JMatPro) для моделирования фазовых превращений в сталях, в определенной степени решают проблему количественного описания фазовых превращений при заданном химическом составе стали и различных скоростях охлаждения, что в свою очередь дает возможность прогнозировать структуру детали после термической обработки [6-10]. В качестве базовой широко используется модель JMAK (Johnson - Mehl - Avrami - Kolmogorov) с различными ее модификациями.

Однако возможности универсальных программных продуктов по конечно-элементному расчету термомеханических моделей с нелинейными свойствами, изменяющимися на каждом шаге расчета, ограничены при анализе сложнлегированных специальных марок сталей, применяемых в производстве прокатных валков. Пользователь не может интегрировать собственные подпрограммы расчета по диаграммам фазовых превращений, например, при совмещенной горячей и криогенной обработке валков.

Целью настоящей работы является моделирование фазово-структурных превращений при охлаждении легированных сталей в процессе термической обработки крупногабаритных прокатных валков.

Постановка задачи. Моделировалась многостадийная термическая обработка опорных прокатных валков по разработанным экспериментальным режимам завода-изготовителя (ПАО «НКМЗ», Украина): спрейерная закалка и дифференцированная термообработка (ДТО). Требовалось с использованием метода конечных элементов определить соотношение фазовых составляющих по глубине закаленного слоя валков (50-100 мм) для различных марок легированных сталей.

Методика исследований. Для моделирования структуры сталей была применена аналитическая модель превращения аустенита, построенная с учетом результатов, полученных в работах [11, 12].

В качестве общего уравнения кинетики фазового превращения аустенита было использовано уравнение М. Аврама [3,5], записанное в виде:

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

где P_{α} – количество образованной в результате превращения фазы (перлита или бейнита); V – относительная скорость превращения; n – степень уравнения; τ – время превращения (ниже критической точки A_{c1} для перлита и A_{c0} – для бейнита). Температуру A_{c0} для валковых сталей находили по изотермическим диаграммам.

Для аустенитно-перлитного превращения показатель степени превращения составлял $n=4$, что соответствует кинетическому уравнению И.Л. Миркина [1].

Химический состав исследуемых валковых марок сталей приведен в Табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав валковых сталей

Сталь	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V
50X5НМФ	0,54	-	0,83	0,005	0,006	4,77	-	0,61	-	-
70X3ГНМФ	0,64	0,9	0,45	0,009	0,016	2,75	0,5	0,61	0,11	0,11

Относительную скорость превращения находили по формуле из работ [11, 12]:

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

где $\Delta T = T_c - T$, T – текущая температура; T_c – температура критической точки превращения A_{c1} или A_{c0} ; Q – энергия активации диффузии; K – коэффициент; R – универсальная газовая постоянная (1,986 кал/(моль·град)).

Уравнение (2) описывает температурную зависимость скорости роста продуктов превращения от величины переохлаждения стали, имея максимум при некотором переохлаждении ΔT , определяемом на изотермических диаграммах распада аустенита стали. Из этого соответствия находили экспериментальное значение энергии активации диффузии Q . Для перлитного превращения она составляла 32000–36000 кал/г-атом, для бейнитного превращения 12000–17000 кал/г-атом [4,5].

В качестве базовой стали для исследований применяли сталь с известными диаграммами превращения аустенита и структурой после обработки [14]. Показатель степени кинетического уравнения для бейнитного превращения находили по известной формуле [13]:

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

где $\tau_{5\%}$, $\tau_{95\%}$ – наименьшее время образования 5% и 95% фазы (перлита или бейнита). Эти времена определяли на изотермических и термокинетических диаграммах превращения аустенита для каждой марки стали.

Максимальную скорость превращения рассчитывали по формуле:

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

Исходя из этого значения V_{\max} , находили значение коэффициента K в формуле (2).

Количество образующегося в стали при температуре T мартенсита может быть рассчитано по формуле:

$$P_{\alpha} = A_M \left(1 - \exp \left(-K_{\alpha} \frac{M_H - T}{T - M_K} \right) \right) \quad (5)$$

где A_M – количество аустенита при температуре $T = M_H$; M_H – температура начала образования мартенсита; M_K – температура конца образования мартенсита; K_{α} – коэффициент, определяющий скорость образования мартенсита вблизи $T = M_H$.

Результаты исследований. Ранее в ИЧМ была создана компьютерная математическая модель прогнозирования структурных и фазовых превращений в сталях при непрерывном охлаждении на основе кривых изотермического распада аустенита [15].

Расчёт изотермических диаграмм производится по химсоставу марки стали и имеет ограничения по содержанию в ней элементов. В частности, углерода до 0,55%, кремния и хрома – до 2,5%. Поэтому адекватную термокинетическую диаграмму (Рис. 1а), построенную на основе изотермической, и структурную диаграмму (Рис. 1б) удалось получить только для валковой стали 45Х3ГНМФ.

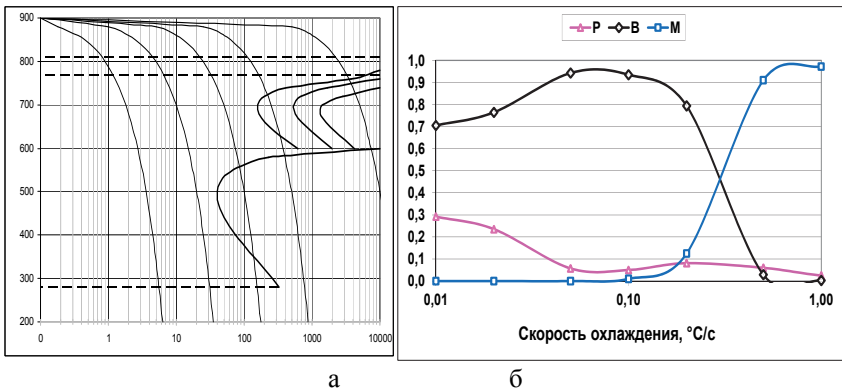


Рисунок 1 – Термокинетическая (а) и структурная (б) диаграммы распада переохлаждённого аустенита в стали 45Х3ГНМФ

Последующие расчеты для легированных валковых сталей с повышенным ($> 0,5\%$) содержанием углерода выполняли на основании построенной в работе конечно-элементной модели (Рис. 2).

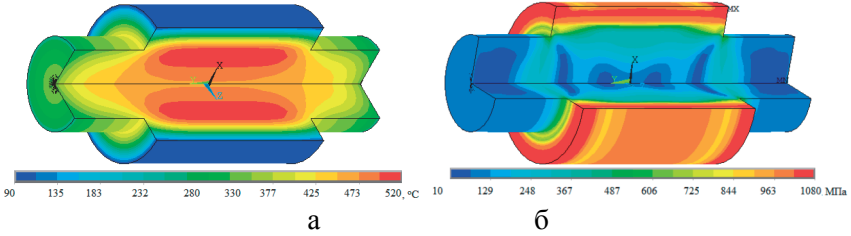


Рисунок 2 – Расчеты температуры (а) и напряжений (б) в опорном валке

Расчетные зависимости скорости образования перлита V_p и бейнита V_b в опытной валковой стали от температуры приведены на Рис. 3.

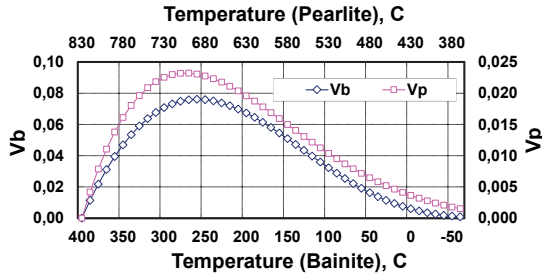


Рисунок 3 – Расчетные значения скорости образования перлита V_p и бейнита V_b в опытной валковой стали в зависимости от температуры

Расчитанное для опытной валковой стали изменение структурных составляющих в зависимости от температуры при скорости охлаждения $1^{\circ}\text{C}/\text{c}$ приведено на Рис.4а.

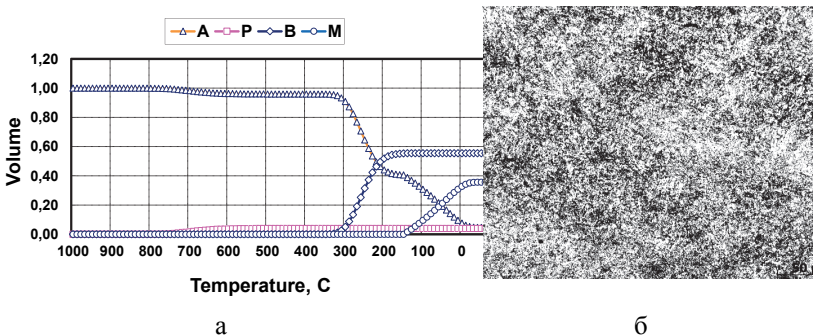


Рисунок 4 – Изменение структурных составляющих в валковой стали в зависимости от температуры при скорости охлаждения $1^{\circ}\text{C}/\text{c}$: А – аустенит; Р – перлит; В – бейнит; М – мартенсит

При температуре 0°C в структуре стали имеется 32% мартенсита, 56% бейнита, 4% перлита и 8% остаточного аустенита. Микроструктура рабочего слоя валка из этой стали представляет собой мелкоигольчатый

мартенсит, бейнит с участками троостита и остаточный аустенит с микротвердостью 5500 МПа, что соответствует реальной структуре рабочего слоя валка (Рис.4б).

Разработанная аналитическая модель была применена к анализу структуры валковых сталей 70ХЗГНМФ и 50Х5НМФ наряду с имеющимися в наличии изотермическими и термокинетическими диаграммами распада аустенита для скорости охлаждения на глубине 80 мм равной 0,236 °С/с (Рис.5).

Сталь 70ХЗГНМФ, охлажденная со скоростью 0,236°С/с, при комнатной температуре содержит 48% бейнита, 44% мартенсита и 8% остаточного аустенита (Рис.5а). В структуре стали 50Х5НМФ, охлажденной со скоростью 0,236°С/с, уже при 220°С имеется преимущественно бейнит (70%) и мартенсит (29%) (Рис.5б).

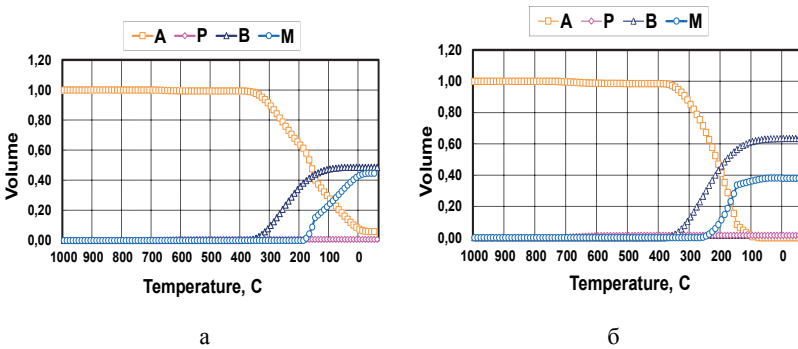


Рисунок 5 – Изменение структурных составляющих в стали 70ХЗГНМФ и 50Х5НМФ в зависимости от температуры при скорости охлаждения 0,236°С/с

Таким образом, рабочий слой валков из этих сталей на глубине 80 мм имеет структурные составляющие закалки, обеспечивающие высокую твердость валков на этой глубине (более 50 HRC). Глубину прокаливаемости валков определяли расчетным расстоянием от поверхности валка, на котором скорость охлаждения приводила к образованию менее 50% бейнита или мартенсита.

Выполнены расчеты по приведенным выше моделям для сталей 50ХН5НМФ и 70ХЗГНМФ (Рис.6, 7) с нанесением линий температуры валка на глубине 0...200 мм с шагом 20 мм (11 линий), полученными на конечно-элементной модели (Рис.2) для применяемых режимов спрейерной закалки и дифференцированной термообработки (ДТО). На графиках также нанесены области перлитного, бейнитного и мартенситного превращений по координатам фиксированных значений экспериментальных графиков термокинетических диаграмм.

Термическая обработка валков из стали 50X5НМФ

В процессе спрейерной закалки (I этап - 0...600 с; II этап - 600...1200 с) образование мартенсита (ниже линии Мн) происходит только на поверхности валка и возможно на глубине до 10 мм. На глубине 20...140 мм температура находится между областями перлитного (П1, П2) и бейнитного (Б1, Б2) превращений. На глубине 160...200 мм температура попадает в перлитную область. После прекращения охлаждения (начиная с момента 2400 с) и последующего отогрева валка температуры сходятся к среднему значению около 600⁰С, при этом минуя бейнитную область вплоть до глубины 120 мм и обеспечивая перлитную структуру на этой глубине (Рис.6).

В процессе ДТО (I этап - 0...2820 с; II этап - 2820...4860 с) температура вплоть до глубины 200 мм не попадает в перлитную область, а в основном заходит в бейнитную область (Б1, Б2). На поверхности валка температура попадает в мартенситную область. После прекращения охлаждения (начиная с момента 4860 с) и последующего отогрева валка температуры сходятся к среднему значению около 300⁰С, сосредотачиваясь в районе линии Б1 конца бейнитного превращения.

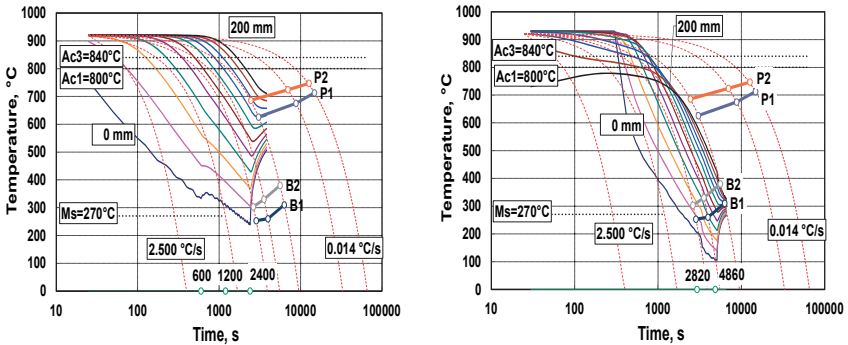


Рисунок 6 – Расчеты спрейерной закалки и ДТО для валков из стали 50X5НМФ

Термическая обработка валков из стали 70X3ГНМФ.

В процессе спрейерной закалки (I этап - 0...600 с; II этап - 600...1200 с) область образования мартенсита (ниже линий Мн, М2) не захватывается даже на поверхности валка. На всей глубине до 200 мм температура находится вне областей перлитного (П1, П2) и бейнитного (Б1, Б2) превращений. После прекращения охлаждения (начиная с момента 2400 с) и последующего отогрева валка температуры сходятся к среднему значению около 600⁰С, что несколько выше требуемой температуры отпуска (500⁰С), при этом минуя бейнитную область. При последующем отогреве валка происходит вхождение в перлитную область на глубине 20...200 мм (Рис. 7).

В процессе ДТО (I этап - 0...2820 с; II этап - 2820...4860 с) температура вплоть до глубины 200 мм не попадает в перлитную область, а заходит в

мартенситную область (М2) на глубине 0...80 мм (рабочий слой валка) и доходит до бейнитной области (Б1, Б2) на глубине 100...200 мм. После прекращения охлаждения (начиная с 4860 с) и последующего отогрева валка, температуры сходятся к среднему значению около 300°С, находясь в области бейнитного превращения, обеспечивая наилучшую из всех вариантов ТО структуру стали.

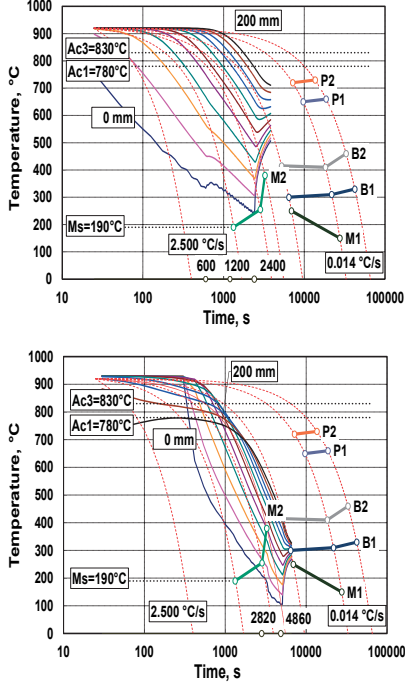


Рисунок 7 – Расчеты спрейерной закалки и ДТО для валков из стали 70ХЗГНМФ

Заклучение

1. Разработана методика определения фазового состава стали в процессе охлаждения, позволяющая выполнять расчет микроструктуры стали в любой момент времени по реальной траектории охлаждения в любой точке валка, полученной на конечно-элементной модели.

2. Путем моделирования построены температурно-структурные диаграммы для сталей 50Х5НМФ и 70ХЗГНМФ при определенной скорости охлаждения, установлено их соответствие экспериментальным данным.

3. При анализе опытного режима спрейерной закалки с объемного нагрева опорных валков из двух марок сталей (50Х5НМФ, 70ХЗГНМФ) установлено, что структура закалки (бейнит, мартенсит) не обеспечивается на всей глубине рабочего слоя (до 80 мм). Для стали 50Х5НМФ возможно

получение мартенситной структуры в небольшом (до 10 мм) приповерхностном слое. Рекомендовано увеличить время охлаждения валков в процессе спрейерной закалки для достижения более низких температур на требуемой глубине рабочего слоя.

4. Показано, что в процессе ДТО по данным маркам стали обеспечивается необходимая структура закалки (бейнит, мартенсит). Наибольшее количество мартенсита прогнозируется для стали 70X3ГНМФ до глубины 80 мм, а для стали 50X5НМФ до глубины 40 мм.

5. В дальнейшем полученные результаты исследований и модели будут использованы при разработке подпрограммы моделирования фазовых превращений для анализа совмещенной горячей и криогенной обработки прокатных валков.

1. *Миркин И.Л.* Исследование эвтектоидной кристаллизации стали // Структура и свойства сталей и сплавов: сб. тр. Моск. ин-та стали – М.: Оборонгиз, 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), P. 1103-1112.
4. *Любов Б.Я.* Кинетическая теория фазовых превращений. – М.: Металлургия, 1969. – 264 с.
5. *Кристиан Дж.У.* Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. М.: Мир:1968. – 613 с.
6. *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), P. 127-136.
7. *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), P. 14-25.
8. *Simsir C., Gur C.H.* A FEM based framework for simulation of thermal treatments: Application to steel quenching // *Computational Material Science*, 2008, Vol. 44, P. 588-600.
9. *Numerical simulation and experimental verification of carburising-quenching process of SCr420H steel helical gear / Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M., Shirayori A.* // *Journal of Material Processing Technology*, 2009, Vol. 209(7), P. 3597-3609.
10. *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, P. 2421-2430.
11. *Большаков В.И., Бобырь С.В.* Кинетические параметры образования перлита в железоуглеродистых сплавах // *МиТОМ*, 2004. – №8. – С. 11-15.
12. *Бобырь С.В., Большаков В.И.* Диффузионная модель аустенитно-ферритного превращения в низкоуглеродистой стали // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, 2011. – №4. – С. 37-42.

13. *Перлит* в углеродистых сталях. / В.М.Счастливец, Д.А.Мирзаев, И.Л.Яковлева и др. - Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 309 с.
14. *Попова Л.Е., Попов А.А.* Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана. Справ. термиста. (М.: Металлургия: 1991).
15. *Ноговицын А.В.* Развитие теории и совершенствование технологии производства листового проката на основе методов математического моделирования. – Дис. докт. техн. наук. – Днепропетровск: ДМетИ, 1996. – 339 с.

*Статья поступила в редакцию сборника 22.03.2017
и прошла внутреннее и внешнее рецензирование*

***С.В.Бобирь, П.В.Крот, І.Ю.Приходько, М.О.Дедік, С.І.Плугатарь,
С.С.Захарчук, Д.В.Лошкарєв***

Моделирование фазовых перетворень в процесі охолодження легованих сталей при термічній обробці прокатних валків

Виконано дослідження фазових перетворень у процесі багатостадійної термічної обробки великогабаритних прокатних валків, адаптовано аналітичні моделі фазових перетворень, що можуть бути застосовані до розрахунку спільно з кінцево-елементними моделями. Наведено результати розрахунків фазових складових в процесі виготовлення валків та графіки температур по глибині загартованого шару, суміщені з експериментальними термокінетичними діаграмами. Показано, що в процесі багатостадійної термічної обробки великогабаритних валків найбільша кількість мартенситу прогнозується для сталі 70ХЗГНМФ до глибини 80 мм, а для сталі 50Х5НМФ до глибини 40 мм

Ключові слова: термічна обробка, валки, модель, фазові перетворення

***S.V.Bobyr, P.V.Krot, I.Yu.Prykhodko, M.A.Dedik, S.I.Pluhatar, S.S.Zakharchuk,
D.V.Loshkariov***

Simulation of phase transformations in alloy steels subjected to cooling during heat treatment of rolling-mill rolls

The studies represented are devoted to of phase transformations during the process of multi-stage heat treatment of large rolls. Adapted analytical models are introduced and applied to the calculation of phase transformations together with the finite-element models of rolls. The results show phase components in the special alloy steels at different stages of the roll manufacturing process. Combination of FEM models and experimental continuous cooling transformation (CCT) diagrams allow building the temperature and stress distribution in the hardened layers of rolls. It is shown that in the process of multi-stage thermal treatment of large rolls, the greatest amount of martensite is predicted for steel 70X3ГНМФ as deep as 80 mm while that for steel 50X5НМФ as deep as 40 mm.

Keywords: heat treatment, rolls, model, phase transformations