Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом: Калориметрия процессов аустенизации низкоуглеродистой мартенситной стали 14Х2Г2НМФБ / С.К. Лаптев, Л.В. Спивак, А.А. Шацов, С.К. Гребеньков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение. Материаловедение. – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 5–12. DOI: 10.15593/2224-9877/2024.3.01

Please cite this article in English as (Perm Polytech Style):

Laptev S.K., Spivak L.V., Shatsov A.A., Grebenkov S.K. Calorimetry of austenization processes of low carbon martensitic steel 14Kh2G2NMFB. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science.* 2024, vol. 26, no. 3, pp. 5-12. DOI: 10.15593/2224-9877/2024.3.01

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение T. 26, № 3, 2024 Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/

Научная статья

DOI: 10.15593/2224-9877/2024.3.01 УДК 669.15.046-194.55:536.54

С.К. Лаптев, Л.В. Спивак, А.А. Шацов, С.К. Гребеньков

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Российская Федерация

КАЛОРИМЕТРИЯ ПРОЦЕССОВ АУСТЕНИЗАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 14X2Г2НМФБ

С применением дилатометрического анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии исследованы процессы аустенизации и превращения при последующем охлаждении в низкоуглеродистой мартенситной стали 14Х2Г2НМФБ. Показан мультиплетный характер перехода стали в аустенитное состояние. Постулируются дифференцированные по температуре реализации этапы перехода ферритокарбидной смеси в аустенит и образование аустенита из избыточного феррита. Первый этап образования аустенита контролируется бездиффузионными механизмами фазовой трансформации, тогда как второй носит черты фазового перехода, который контролируется диффузионными механизмами. Каждый из них характеризуется своими значениями энергии активации такого превращения: 1400 и 500 кДж/моль соответственно. По данным дифференциальной сканирующей калориметрии показано, что температура закалки из межкритического, между точками A_{C1} и A_{C3}, интервала температур, должна быть близкой к температуре завершения второго этапа аустенизации. Предлагается расширить классическое понимание явления «наследственность» в низкоуглеродистых мартенситных сталях и включить в это понятие влияние скорости и термодинамической предыстории материала.

Изучение превращений при охлаждении этой стали позволяет представить их как суперпозицию двух процессов, реализуемых в близких, перекрывающих друг друга интервалах температур.

Ключевые слова: перлит, аустенит, мартенсит, бейнит, сдвиговое превращение, диффузионное превращение, дифференциальная сканирующая калориметрия, низкоуглеродистая мартенситная сталь, структурная наследственность.

S.K. Laptev, L.V. Spivak, A.A. Shatsov, S.K. Grebenkov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

CALORIMETRY OF AUSTENIZATION PROCESSES OF LOW CARBON MARTENSITIC STEEL 14KH2G2NMFB

Using dilatometric analysis and differential scanning calorimetry, the processes of austenization and transformation during subsequent cooling in low-carbon martensitic steel 14X2G2NMFB were studied. The multiplet character of the transition of steel to the austenitic state is shown. The stages of transition of the ferrite-carbide mixture to austenite and the formation of austenite from excess ferrite, differentiated by the temperature of realization, are postulated. The first stage of austenite formation is controlled by diffusion-free mechanisms of phase transformation, whereas the second has the features of a phase transformation; which is controlled by diffusion mechanisms. Each of them is characterized by its own values of the activation energy of such a transformation: 1400 and 500 kJ/mol, respectively. According to differential scanning calorimetry data, it is shown that the quenching temperature from the intercritical temperature range between points A_{c1} and A_{c3} should be close to the temperature of completion of the second stage of austenization. It is proposed to expand the classical understanding of the phenomenon of "heredity" in low-carbon martensitic steels and include in this concept the influence of velocity and thermodynamic prehistory of the material.

The study of transformations during cooling of this steel allows us to present them as a superposition of two processes. implemented in close, overlapping temperature ranges.

Keywords: perlite, austenite, martensite, bainite, shear transformation, diffusion transformation, differential scanning calorimetry, low carbon martensitic steel, structural heredity.

Введение

В работе [1] при аустенизации низкоуглеродистой мартенситной стали (НМС) 07ХЗГНМ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) установлен мультиплетный характер такой фазовой трансформации. Подобного рода эффекты наблюдались и при аустенизации других НМС при нагреве в межкритическом интервале температур (МКТИ), между точками A_{c1} и A_{c3} [2–5]. В частности, было показано, что закалка из МКТИ низкоуглеродистых мартенситных сталей такой же системы легирования и содержанием углерода 0,12–0,15 % способствует улучшению комплекса ее механических характеристик [5; 6].

Оставалось невыясненным, какую температуру в МКТИ необходимо выбрать для нагрева под закалку и как она соотносится с этапами аустенизации, определёнными методом DSC. В работах, посвященных закалке из МКТИ, эти вопросы практически не обсуждаются [7; 8]. Данное обстоятельство и послужило предметом настоящего исследования.

Методики исследований и эксперимента

Исследовали образцы, вырезанные из заготовки диаметром 125 мм после свободной ковки с диаметра 300 мм и высокого отпуска.

Содержание элементов в стали определяли химическим анализом и рентгеноспектральным методом на электронном микроскопе MIRA3 Tescan. Для определения температуры фазового перехода использовали дилатометр Linseis L78 R.I.T.A. Для определения температуры и калориметрических эффектов фазовых переходов применяли дифференциальную сканирующую калориметрию, прибор STA Jupiter 449 фирмы Netzsch. Анализ содержания углерода и серы проводили кулонометрическим методом с помощью экспресс-анализатора AH-7529M (на углерод) и AC-7932М (на серу). Химический состав стали 14Х2Г2НМФБ представлен в таблице.

Химический состав НМС 14Х2Г2НМФБ

Обозначение стали	Концентрация элементов, мас. %											
	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Mo	Nb	S	Р
14Х2Г2НМФБ	0,14	0,27	2,25	2,10	1,22	0,42	0,06	0,09	0,30	0,06	0,006	0,02

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Исходная структура представляла собой смесь *а*-фазы и карбидов (рис. 1).



Рис. 1. Исходная структура НМС 14Х2Г2НМФБ

На рис. 2 представлено изменение сигнала DSC при нагреве образцов из стали $14X2\Gamma 2HM\Phi 5$ с различной скоростью. По оси ординат отложена так называемая приведенная теплоемкость $C_{P_{excess}}$, представляющая собой нормированные на скорость

нагрева (β) и массу (*m*_s) образцов данные DSC-анализа [9]:

$$C_{p_{excess}} = \frac{\dot{Q}_s - \dot{Q}_{Bl}}{m_s \beta} (Jg^{(-1)}K^{(-1)}).$$
(1)

Здесь \dot{Q}_{s} и \dot{Q}_{Bl} – тепловые потоки при нагреве с образцом и с эталоном.



Рис. 2. Влияние скорости нагрева на вид сигнала DSC стали 14Х2Г2НМФБ: *1* – 5 К/мин; *2* – 10 К/мин; *3* – 20 К/мин; Ас1 = 730 °C; Ас3 = 850 °C

На DSC-зависимостях наблюдаются два хорошо выраженных эндотермических эффекта: низкотемпературный (P_{H1}) и высокотемпературный (P_{H2}). Таким образом, в отличие от данных дилатометрического анализа (рис. 3), при исследовании калориметрических эффектов в МКТИ реализуются два этапа аустенизации. Такая ситуация впервые зафиксирована на стали 07ХЗГНМ того же мартенситного класса [1].

Температура начала превращения ($T_{\rm H}$) относительно слабо зависит от скорости нагрева: для скорости нагрева 5 К/мин $T_{\rm H} = 740$ °C, для скорости нагрева 10 К/мин – 741 °C, для скорости нагрева 20 К/мин – 746 °C, для скорости нагрева 40 К/мин – 748 °C.

С увеличением скорости нагрева возрастает температурный интервал фазовой трансформации: 61° для скорости нагрева 5 К/мин, 73° для скорости нагрева 10 К/мин, 84° для скорости нагрева 20 К/мин, 93° для скорости нагрева 40 К/мин. С увеличением скорости нагрева также наблюдается смещение максимума скорости эндотермических процессов в область более высоких температур.

Для низкотемпературного процесса P_{H1} для скоростей нагрева 5–10–20–40 К/мин эти значения оказались соответственно равными 747; 749; 752; 760 °C.

Для процесса, характеризующего пик *P*_{*H*2}, – 782; 789; 798; 812 °С соответственно.



Рис. 3. Влияние нагрева на изменение сигнала DSC (1) и удлинение образца (2) стали 14Х2Г2НМФБ: *а* – нагрев со скоростью 10 К/мин; *б* – нагрев со скоростью 40 К/мин

Методом Киссенджера [10] по смещению максимума скорости эндотермических эффектов были определены энергии активации (Q) процессов, ответственных за появление подпиков P_{H1} и P_{H2} (2):

$$Q = -R \frac{dln\left(\frac{\beta}{T^2}\right)}{d\left(\frac{1}{E}\right)},$$
(2)

где Q – энергия активации, кДж/моль; R – газовая постоянная; T – температуры максимумов скорости эндотермических процессов на зависимости сигнала DSC при нагреве; β – скорости нагрева.

Они оказались равными: для $Q_1 = 1400 \pm \pm 400 \text{ кДж/моль и для } Q_2 = 580 \pm 70 \text{ кДж/моль.}$

Столь высокие значения Q_1 являются следствием малого влияния скорости нагрева на температуру максимума скорости реализации низкотемпературного эндотермического эффекта. В частности, это может быть следствием преобладания в этом процессе бездиффузионных механизмов фазовой трансформации [11–15].

Значение энергии активации Q_2 позволяет считать, что данный процесс контролируется преимущественно диффузионными механизмами [15–17]. Важной термодинамической характеристикой эндотермических эффектов является величина теплового эффекта фазовой трансформации и зависимость её величины от скорости нагрева. Отмечается общая тенденция к увеличению значения теплового эффекта превращения с возрастанием скорости нагрева: 9,5–11,5–13,3–14,8 Дж/г для скоростей нагрева 5–10–20–40 К/мин соответственно.

Были проанализированы эндотермические эффекты с точки зрения их интерпретации как эффекты, обусловленные фазовым превращением первого рода. Один из таких подходов основан на сравнении температур экстремумов зависимости сигнала DSC в области эндотермического эффекта и второй производной сигнала DSC (DDDSC) по температуре [18–24].

Для P_{H1} хорошо выраженный экстремум второй производной сигнала DSC не наблюдается. Тем не менее отмечается некоторое соответствие экстремальных точек на DSC-зависимостях и на второй производной DSC. Для скорости нагрева 5 К/мин конкретные значения соответствующих температур критических точек равны 747,2 и 748,1 °C ($\Delta T = 0,9^{\circ}$). Для скорости нагрева 10 К/мин – 749 и 750,1 °C ($\Delta T = 1,1^{\circ}$). Для нагрева со скоростью 20 К/мин – 751,7 и 753 °C ($\Delta T = 1,3^{\circ}$). Для нагрева со скоростью 40 К/мин 758,4 и 760,0 °C ($\Delta T = 1,6^{\circ}$).

Несмотря на то, что различие в температурах экстремальных точек относительно, обычно должно быть менее 1°, тем не менее можно отметить, что тенденция, позволяющая отнести это превращение (P_{H1}) к фазовым превращениям первого рода выявлена.

Для пика P_{H2} получены следующие значения: Для скорости нагрева 5 К/мин: 780,6 и 779,3 °С ($\Delta T = 1,3$ °); скорости нагрева 10 К/мин: 788,7 и 789,5° ($\Delta T = 0,8^{\circ}$); скорости нагрева 20 К/мин: 798,2 и 799,5 °С ($\Delta T = 1,3^{\circ}$); скорость нагрева 40 К/мин: 814,5 и 815,9 °С ($\Delta T = 1,4^{\circ}$). И в этом случае близость температур экстремальных точек на зависимостях DSC и DDDSC позволяет отнести эти превращения к фазовым превращениям первого рода.

Сталь 14Х2Г2НМФБ относится к доэвтектоидным сталям и по своей структуре в равновесном состоянии состоит из феррита и ферритокарбидной смеси (перлита). Поэтому при нагреве этой стали после охлаждения с образованием низкотемпературного экзотермического эффекта (мартенситнобейнитное превращение) до точки A_{C1} мартенситнобейнитная структура должна претерпеть распад на ферритокарбидную смесь различной степени дисперсности [13].

Вследствие этого два этапа аустенизации можно предположительно трактовать следующим

образом: появление эндотермического эффекта P_{H1} можно рассматривать как образование аустенита из перлита, а эндотермический эффект P_{H2} как переход избыточного феррита в аустенит. Причём переход в аустенит перлита есть процесс, при котором число степеней свободы системы (по Гиббсу) равно нулю – нонвариантное равновесие. Последнее характерно для фазовых переходов первого рода.

Следующий эксперимент подтверждает правильность сделанного предположения. Если образец из стали 14Х2Г2НМФБ, в котором после охлаждения фиксируется низкотемпературный экзотермический эффект, нагреть до 670 °С и выдержать 2 ч при этой температуре (высокотемпературный отпуск), а затем охладить до комнатной температуры, то в районе температур регистрации низкотемпературного эффекта на зависимости сигнала DSC от температуры никаких особенностей не наблюдается. Однако если снова в этом структурном состоянии после отпуска произвести нагрев и аустенизацию, то мультиплетный характер такого перехода сохраняется.

На рис. 4 приведено строение эндотермического эффекта в виде суперпозиции двух подпиков. Скорость нагрева не оказывает принципиального воздействия на мультиплетный характер фазовой трансформации при аустенизации этой стали.



Рис. 4. Строение эндотермического пика при нагреве стали 14Х2Г2НМФБ: *а* – нагрев со скоростью 5 К/мин; *б* – нагрев со скоростью 40 К/мин. Точки – экспериментальные данные: *P*_{*app*} – результат аппроксимации; *P*_{*H*1} и *P*_{*H*2} – подпики

После перехода в аустенитное состояние при нагреве и последующем охлаждении со скоростью 40 К/мин перлитное превращение подавляется и реализуется низкотемпературное (бейнито-мартенситное) превращение (рис. 5).

С увеличением скорости нагрева при аустенизации температура начала низкотемпературного превращения снижается. Например, для скорости нагрева 5 К/мин температура начала превращения равна 400 °C (376 °C), для скорости нагрева 10 К/мин – 397 °C (361 °C), для скорости нагрева 20 К/мин – 382 °C (352 °C), для скорости нагрева 40 К/мин – 327 °C (349 °C). В скобках указана температура максимальной скорости низкотемпературного процесса. Средний тепловой эффект низкотемпературного превращения 54 ± 2 Дж/г.



Рис. 5. Влияние скорости предварительного нагрева на низкотемпературный экзотермический пик: P_{C1} – скорость предварительного нагрева 5 К/мин; P_{C2} – скорость предварительного нагрева 40 К/мин. Скорость охлаждения 40 К/мин

Температура начала мартенситного превращения, по данным дилатометрического анализа, равна 442° С (точка отрыва от линейного хода зависимости дилатометрической кривой). Она близка к температуре отрыва от линии на DSC-зависимости. Однако общепринятым определением этой точки является точка пересечения касательных к линиям сигнала DSC в этом температурном интервале. В этом случае получаются более низкие значения точки M_{H} .

Таким образом, параметры низкотемпературного экзотермического эффекта зависят от скорости предварительного нагрева в МКТИ. Следовательно, в понятие «наследственность» [25] следует включить не только структурные особенности материала, но и всю термомеханическую предысторию стали перед ее финишной обработкой.

Структура экзотермического эффекта, наблюдаемого при охлаждении стали 14Х2Г2НМФ, показана на рис. 6, позволяет представить этот эффект как суперпозицию двух подпиков, каждый из которых является отражением индивидуального механизма фазовой трансформации в этом интервале температур [26]. Возможны два объяснения этому обстоятельству: либо это следствие перекрытия бейнитного и мартенситного превращений, либо это два механизма мартенситного превращения со специфическими морфологическими особенностями продуктов такого превращения.

Характерно, что один из таких процессов, отражением которого является подпик P_{C2} , реализуется во всем температурном интервале низкотемпературного распада аустенита после аустенизации и охлаждения. Другой подпик (P_{C1}) расположен в высокотемпературной части этого температурного интервала.

Как видно из рис. 6, скорость нагрева в МКТИ не оказывает принципиального влияния на данную закономерность.



Рис. 6. Строение экзотермического пика при охлаждении стали 14Х2Г2НМФБ: *а* – предварительный нагрев со скоростью 5 К/мин; *б* – предварительный нагрев со скоростью 40 К/мин. Скорость охлаждения 40 К/мин. Точки – экспериментальные данные: *P*_{app} – результат аппроксимации; *P*_{c1} и *P*_{c2} – подпики

Из приведенного анализа данных по DSC следует, что оптимальной температурой для нагрева стали под закалку в МКТИ является температура близкая к температуре завершения второго этапа аустенизации. Существенно, что эта температура зависит и от скорости нагрева стали в МКТИ.

Заключение

1. Дилатометрический анализ, в отличие от DSC, не позволяет отметить многие особенности в поведении стали при ее нагреве в МКТИ и последующем охлаждении.

2. Процесс аустенизации носит мультиплетный характер и влияет на поведение стали при последующем охлаждении.

3. Низкотемпературный экзотермический эффект является результатом суперпозиции различных процессов, реализуемых в близком интервале температур.

Библиографический список

1. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л.М. Клейнер, Д.М. Ларин, Л.В. Спивак, А.А. Шацов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108, № 2. – С. 161–168.

2. Фазовые превращения в сплаве 07ХЗГНМ / Л.М. Клейнер, Л.В. Спивак, А.А. Шацов [и др.] // Вестник Пермского университета. Физика. – 2009. – Вып. 1 (27). – С. 100–103.

3. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, Л.В. Спивак, А.И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 8. – С. 846–853.

4. Панов, Д.О. Особенности образования аустенита в низкоуглеродистой стали при нагреве в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, А.И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 11. – С. 1138–1145.

5. Структурно-фазовые переходы в хладостойких в низкоуглеродистых мартенситных сталях, склонных к структурной наследственности / С.К. Березин, А.А. Шацов, С.К. Гребеньков, Л.В. Спивак // Металлы. – 2018. – № 3. – С. 9–23.

6. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ при закалке / С.С. Югай, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Н.Н. Митрохович // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 97, № 1. – С. 107–112.

7. Фонштейн, Н.М. Фундаментальные особенности фазовых превращений низколегированных сталей при термической обработке из межкритического интервала температур / Н.М. Фонштейн // Фазовые и структурные превращения в сталях: тр. шк.-семинара, 17–22 апр., Магнитогорск. – Магнитогорск: Дом печати, 2008. – Вып. 5. – С. 62–75.

 Кинетика образования аустенита и влияние нагрева в межкритическом интервале температур на структуру стали 08Г2 / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 11. – С. 11–16.

9. Sarge, S.M. Calorimetry. Fundamentals Instrumentation and Applications / S.M. Sarge, G.W.H. Höhne, W.F. Hemminger. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2014. – 304 p. 10. Kissinger, H.E. Reaction kinetics in differential thermal analysis / H.E. Kissinger // Analytical Chemistry. – 1957. – Vol. 29. – P. 1702–1706.

11. Дьяченко, С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С.С. Дьяченко. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

12. Физическое металловедение: в 3 т. Т. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. – М.: Металлургия, 1987. – С. 624.

13. Уманский, Я.С. Физика металлов / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков. – М.: Атомиздат, 1978. – С. 362.

14. Zel'dovich, V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys / V.I. Zel'dovich // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, № 9-10. – P. 442–448.

15. Neugebauer Jörg. Structural transformations among austenite, ferrite and cementite in Fe–C alloys: A unified theory based on ab initio simulations / X. Zhang, T. Hickel, J. Rogal [et al.] // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 99. – P. 281–289.

16 Разумов, И.К. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов / И.К. Разумов, Ю.Н. Горностырев, М.И. Кациельсон // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 4. – С. 380–408.

17. Austenite Formation during Intercritical Annealing / J. Huang, W.J. Poole, M. Militzer, J. Huang // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. – Vol. 35, November. – P. 3363–3375.

18. Principles and Practice / ed. by M.E. Brown. – Amsterdam [et al.]: Elsevier, 1998. – 147 p. – (Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, ISSN 1573-4374; Vol. 1).

19. Introduction to thermal analysis. Techniques and Applications / ed. by M.E. Brown. – New York; Boston; Dordricht; London; Moscow: Kliwer Acad. Publ., 2001. – 264 p. – (Hot Topics in Thermal Analysis and Calorimetry; Vol. 1).

20. Piątkowski, J. The application of ATD and DSC methods to study of the EN AC-48000 alloy phase transformations / J. Piątkowski, V. Przeliorz, V. Szymszal // Archives of Foundry Engineering. – 2017. – Vol. 17, № 2. – P. 207–211.

21. Van Ekeren P. J. Thermodynamic Background to Thermal Analysis and Calorimetry // Principles and Practice / ed. by M.E. Brown. – Amsterdam [et al.]: Elsevier, 1998. – Chap. 2. – P. 75-145. – (Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, ISSN 1573-4374; Vol. 1).

22. Šesták, J. Termal Analysis. Pt. D. Thermophysical Properties of Solids. Their Measurments and Theoretical Thermal Analysis / J. Šesták. – Amsterdam; Oxford; New York; Tokyo: Elsevier, 1984. – 456 p. – (Wilson and Wilson's Comprehensive Analytical Chemistry; Vol. XII).

23. Алешкевич, В.А. Молекулярная физика / В.А. Алешкевич. – М.: Физматлит, 2016. – 307 с.

24. Карякин, Н.В. Основы химической термодинамики / Н.В. Карякин. – М.: Академия, 2003. – 463 с.

25. Дьяченко, С.С. Наследственность при фазовых превращениях: механизм явления и влияние на свойства / С.С. Дьяченко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 4. – С. 14–19. 26. Chang, M. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low carbon microalloyed steel / M. Chang, H. Yu // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2013. – Vol. 20, N_{\odot} 5. – P. 427–432.

References

1. Kleiner L.M., Larin D.M., Spivak L.V., Shatsov A.A. Fazovye i strukturnye prevrashheniia v nizkouglerodistykh martensitnykh staliakh [Phase and structural transformations in low-carbon martensitic steels]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2009, vol. 108, no. 2, pp. 161-168.

2. Kleiner L.M., Spivak L.V., Shatsov A.A. et al. Fazovye prevrashcheniia v splave 07Kh3GNM [Phase transformations in 07Cr3MnNiMo alloy]. *Vestnik Permskogo universiteta. Fizika*, 2009, iss. 1 (27), pp. 100–103.

3. Panov D.O., Simonov Iu.N., Spivak L.V., Smirnov A.I. Etapy austenitizatsii kholodnodeformirovannoi nizkouglerodistoi stali v mezhkriticheskom intervale temperatur [Stages of austenitization of cold-formed low-carbon steel in the intercritical temperature range]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 846-853.

4. Panov D.O., Smirnov A.I. Osobennosti obrazovaniia austenita v nizkouglerodistoi stali pri nagreve v mezhkriticheskom intervale temperatur [Peculiarities of austenite formation in low-carbon steel during heating in the intercritical temperature range]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2017, vol. 118, no. 11, pp. 1138-1145.

5. Berezin S.K., Shatsov A.A., Greben'kov S.K., Spivak L.V. Strukturno-fazovye perekhody v khladostoikikh v nizkouglerodistykh martensitnykh staliakh, sklonnykh k strukturnoi nasledstvennosti [Structure-phase transitions in cold-resistant in low-carbon martensitic steels prone to structural heredity]. *Metally*, 2018, no. 3, pp. 9-23.

6. Iugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Formirovanie struktury i svoistv nizkouglerodistoi martensitnoi stali 12Kh2G2NMFT pri zakalke [Formation of structure and properties of low-carbon martensitic steel 12X2Γ2HMΦT at quenching]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2004, vol. 97, no. 1, pp. 107–112.

7. Fonshtein N.M. Fundamental'nye osobennosti fazovykh prevrashchenii nizkolegirovannykh stalei pri termicheskoi obrabotke iz mezhkriticheskogo intervala temperatur [Fundamental features of phase transformations of low-alloyed steels during heat treatment from the intercritical temperature range]. Fazovye i strukturnye prevrashcheniia v staliakh: trudy shkoly-seminara, 17–22 aprelia, Magnitogorsk. Magnitogorsk: Dom pechati, 2008, iss. 5, pp. 62–75.

8. Farber V.M., Khotinov V.A., Selivanova O.V. et al. Kinetika obrazovaniia austenita i vliianie nagreva v mezhkriticheskom intervale temperatur na strukturu stali 08G2 [Kinetics of austenite formation and influence of heating in the intercritical temperature range on the structure of 08G2 steel]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, 2016, no. 11, pp. 11-16.

9. Sarge S.M., Höhne G.W.H., Hemminger W.F. Calorimetry. Fundamentals Instrumentation and Applications. *Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA*, 2014, 304 p.

10. Kissinger H.E. Reaction kinetics in differential thermal analysis. *Analytical Chemistry*, 1957, vol. 29, pp. 1702-1706.

11. D'iachenko S.S. Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh [Austenite formation in iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgiia, 1982, 128 p.

12. Fizicheskoe metallovedenie: v 3 tomah Vol. 2: Fazovye prevrashcheniia v metallakh i splavakh i splavy s osobymi fizicheskimi svoistvami [Physical metallurgy: in 3 vol. T. 2: Phase transformations in metals and alloys and alloys with special physical properties]. Ed. R.U. Kana, P. Khaazena. Moscow: Metallurgiia, 1987, p. 624.

13. Umanskii Ia.S., Skakov Iu.A. Fizika metallov [Metal Physics]. Moscow: Atomizdat, 1978, p. 362.

14. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, no. 9-10, pp. 442–448.

15. Zhang X., Hickel T., Rogal J. et al. Neugebauer Jörg. Structural transformations among austenite, ferrite and cementite in Fe–C alloys: A unified theory based on ab initio simulations. *Acta Materialia*, 2015, vol. 99, pp. 281-289.

16. Razumov I.K., Gornostyrev Iu.N., Katsnel'son M.I. K teorii fazovykh prevrashchenii v zheleze i stali na osnove pervoprintsipnykh podkhodov [Toward a theory of phase transformations in iron and steel based on first-principles approaches]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2017, vol. 118, no. 4, pp. 380-408.

17. Huang J., Poole W.J., Militzer M., Huang J. Austenite Formation during Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 2004, vol. 35, pp. 3363-3375.

18. Principles and Practice. Ed. by M.E. Brown. Amsterdam et al. Elsevier, 1998, 147 p. (Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, ISSN 1573-4374, vol. 1).

19. Introduction to thermal analysis. Techniques and Applications. Ed. by M.E. Brown. New York; Boston; Dordricht; London; Moscow: Kliwer Acad. Publ., 2001, 264 p. (Hot Topics in Thermal Analysis and Calorimetry, vol. 1).

20. Piątkowski J., Przeliorz V., Szymszal V. The application of ATD and DSC methods to study of the EN AC-48000 alloy phase transformations. *Archives of Foundry Engineering*, 2017, vol. 17, no. 2, pp. 207–211.

21. Van Ekeren P.J. Thermodynamic Background to Thermal Analysis and Calorimetry. *Principles and Practice*. Ed. M.E. Brown. Amsterdam et al. Elsevier, 1998, Chap. 2, pp. 75-145. (Handbook of Ther-mal Analysis and Calorimetry, ISSN 1573-4374, vol. 1).

22. Šesták J. Termal Analysis. Pt. D. Thermophysical Properties of Solids. Their Measurments and Theoretical Thermal Analysis. Amsterdam; Oxford; New York; Tokyo: Elsevier, 1984, 456 p. (Wilson and Wilson's Comprehensive Analytical Chemistry, vol. XII).

23. Aleshkevich V.A. Molekuliarnaia fizika [Molecular physics]. Moscow: Fizmatlit, 2016, 307 p.

24. Kariakin N.V. Osnovy khimicheskoi termodinamiki [Fundamentals of chemical thermodynamics]. Moscow: Akademiia, 2003, 463 p.

25. D'iachenko S.S. Nasledstvennost' pri fazovykh prevrashcheniiakh: mekhanizm iavleniia i vliianie na svoistva [Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and influence on properties]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, 2000, no. 4, pp. 14–19.

26. Chang M. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low carbon microalloyed steel. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2013, vol. 20, no. 5, pp. 427-432.

Поступила: 11.06.2024 Одобрена: 28.06.2024 Принята к публикации: 16.09.2024

Об авторах

Лаптев Сергей Константинович (Пермь, Российская Федерация) – аспирант, кафедра «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Российская Федерация, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: sklaptev@platinum-perm.ru).

Спивак Лев Волькович (Пермь, Российская Федерация) – доктор физико-математических наук, профессор, кафедра «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Российская Федерация, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: lspivak2@mail.ru).

Шацов Александр Аронович (Пермь, Российская Федерация) – доктор технических наук, профессор, кафедра «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Российская Федерация, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: shatsov@pstu.ru).

Гребеньков Сергей Константинович (Пермь, Российская Федерация) – кандидат технических наук, кафедра «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Российская Федерация, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: drive@rtural.ru).

About the authors

Sergey K. Laptev (Perm, Russian Federation) – Post graduate student, dep. «Metallurgy, thermal and laser treatment of metals», Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: sklaptev@platinum-perm.ru).

Lev V. Spivak (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, professor, dep. «Metallurgy, thermal and laser treatment of metals», Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: lspivak2@mail.ru).

Alexandr A. Shatsov (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, professor, dep. «Metallurgy, thermal and laser treatment of metals», Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: shatsov@pstu.ru

Sergey K. Grebenkov (Perm, Russian Federation) – Candidate of Technical Sciences, dep. «Metallurgy, thermal and laser treatment of metals», Perm National Research Polytechnic University (29, Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation, e-mail: drive@rtural.ru).

Финансирование. Работа не имела финансовой поддержки.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценен.