



Оригинальная статья

УДК 669.018.25:539.219:539.25

DOI 10.17073/0368-0797-2022-12-887-894

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2454>

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ 12 %-ОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

К. В. Алмаева, И. Ю. Литовченко, Н. А. Полехина, В. В. Линник

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. На основе экспериментальных данных о параметрах микроструктуры реакторной жаропрочной высокохромистой (12 % Cr) ферритно-мартенситной стали ЭП-823 выявлены основные факторы, отвечающие за ее прочностные свойства. Проведен анализ механизмов упрочнения этой стали после обработки по режимам, которые обеспечивают различный уровень ее прочностных свойств. Рассматриваются традиционная термическая обработка (ТТО) и перспективная модифицирующая высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Основными механизмами упрочнения стали независимо от режима обработки являются: дисперсное упрочнение наноразмерными частицами типа MeX ($Me = V, Nb, Mo$; $X = C, N$) по механизму Орована; зернограничное упрочнение высокоугловыми границами мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных ламелей; дислокационное упрочнение за счет повышенной плотности дислокаций. Режим ВТМО, включающий в себя горячую деформацию в аустенитной области, приводит к существенной модификации структурно-фазового состояния стали относительно ТТО: уменьшению средних размеров блоков и ламелей мартенсита, а также зерен феррита, повышению плотности дислокаций и объемной доли наноразмерных частиц типа MeX . При этом соответствующие вклады в значение предела текучести стали от зернограничного, субструктурного и дисперсного упрочнения увеличиваются по сравнению с ТТО в 1,2, 1,3 и 1,8 раз. Обсуждаются относительные вклады рассматриваемых механизмов упрочнения в предел текучести ферритно-мартенситной стали ЭП-823. Показано, что наиболее близкие к экспериментальному пределу текучести значения после двух исследованных режимов обработки получаются при использовании для оценки величины субструктурного упрочнения модели Лэнгфорда-Козена.

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь ЭП-823, механизмы упрочнения, высокотемпературная термомеханическая обработка, дисперсное упрочнение, субструктурное упрочнение, зернограничное упрочнение, дислокационное упрочнение, твердорастворное упрочнение

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Благодарности: Авторы выражают благодарность профессору В.М. Чернову и к.ф.-м.н. М.В. Леонтьевой-Смирновой, АО «ВНИИНМ им. А.А. Бочвара» (Москва) за предоставленные образцы.

Для цитирования: Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 887–894.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>

Original article

MECHANISMS OF HARDENING OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823

K. V. Almaeva, I. Yu. Litovchenko, N. A. Polekhina, V. V. Linnik

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. Based on experimental data on microstructure parameters of the reactor high-strength high-chromium (12 % Cr) ferritic-martensitic steel EP-823, the authors identified the main factors responsible for its strength properties. The hardening mechanisms of this steel were analyzed after processing according to the modes that provide different level of steel strength properties. Traditional heat treatment (THT) and promising modifying high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) are considered. The main mechanisms of steel hardening, regardless of the processing mode, are: dispersed hardening by nanoscale particles of the MeX type ($Me = V, Nb, Mo$; $X = C, N$) by the Orowan mechanism; grain-boundary hardening by high-angle boundaries of martensitic blocks and ferrite grains; substructural hardening by small-angle boundaries of martensitic lamellae; dislocation hardening by increased dislocation density. HTMT mode, which includes hot deformation in the austenitic area, leads to a significant modification of the structural-phase state of steel relative to THT: a decrease in the average size of blocks and lamellae of martensite, as well as ferrite grains, an increase in the density of dislocations and the volume fraction of nanoscale particles of the MeX type. At the same time, the corresponding contributions to value of the steel yield strength from grain boundary, substructural and dispersed hardening increase by 1.2, 1.3 and 1.8 times

in comparison with THT. The relative contributions of the considered hardening mechanisms to the yield strength of ferritic-martensitic steel EP-823 were discussed. The values closest to the experimental yield strength after two treatment modes studied are obtained when the Langford-Cohen model is used to estimate the magnitude of substructural hardening.

Keywords: ferritic-martensitic steel EP-823, hardening mechanisms, high-temperature thermomechanical treatment, dispersed hardening, substructural hardening, grain boundary hardening, dislocation hardening, solid-solution hardening

Funding: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0008. The research was carried out using the equipment of the Research Center “Nanotech” of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Prof. V.M. Chernov and M.V. Leont’eva-Smirnova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), JSC “VNIINM named after A.A. Bochvar” (Moscow) for the presented samples.

For citation: Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V. Mechanisms of hardening of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 887–894. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>

ВВЕДЕНИЕ

Современное развитие энергетики требует повышения рабочих температур ядерных реакторов для увеличения степени выгорания ядерного топлива и эффективности работы реактора [1 – 4]. Исходя из этого необходимо повышение жаропрочности (длительных прочностных свойств при высоких температурах) имеющихся конструкционных материалов [2, 3, 5]. Одни из наиболее перспективных материалов для использования в качестве оболочек тепловыделяющих элементов и других деталей конструкций в ядерных реакторах нового поколения – ферритно-мартенситные стали [1, 2, 6, 7]. Для сталей такого класса отмечается [8 – 10] корреляция длительных и кратковременных механических свойств при высоких температурах. В работах [11, 12] на зарубежных (преимущественно 9 % хромистых ферритно-мартенситных) сталях показано, что с помощью термомеханических обработок могут быть достигнуты более высокие прочностные свойства по сравнению со свойствами сталей, полученными традиционной термической обработкой, состоящей из нормализации и отпуска [13 – 15]. При этом упрочнение реализуется в результате уменьшения средних размеров мартенситных блоков, средних поперечных размеров мартенситных ламелей, за счет повышения плотности дислокаций и увеличения объемной доли наноразмерных частиц типа MeX ($Me = V, Nb, Mo$ и др.; $X = C, N$) [12 – 15].

В качестве конструкционного материала для оболочек тепловыделяющих элементов строящегося ядерного реактора БРЕСТ-ОД 300 выбрана российская 12 %-ая хромистая ферритно-мартенситная сталь ЭП-823 [16, 17]. По сравнению с традиционно используемыми для таких целей аустенитными сталями эта сталь обладает рядом привлекательных качеств: низкий коэффициент теплового расширения, низкие значения радиационного распухания при высоких дозах облучения и др. Исследования возможности модификации структурно-фазовых состояний ферритно-мартенситной стали ЭП-823 с помощью высокотемпературных термомеханических обработок были начаты в работах [18 – 20].

Цель настоящей работы заключается в анализе вкладов различных механизмов упрочнения в величину предела текучести ферритно-мартенситной стали ЭП-823 после высокотемпературной термомеханической (ВТМО) и традиционной термической (ТТО) обработок.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Элементный состав исследуемой стали ЭП-823 следующий, % (по массе): С 0,14; Cr 11,56; Mn 0,58; Mo 0,74; Nb 0,40; V 0,34; W 0,68; Ni 0,68; N 0,03; Si 1,09; Ce 0,10; Ti 0,01; В 0,006; Al 0,02; остальное – железо. Были использованы две обработки: ВТМО (нагрев до 1100 °С, выдержка в течение 1 ч, пластическая деформация прокаткой в аустенитной области до величины $\varepsilon \approx 50$ % за один проход, закалка в воду, отпуск при $T = 720$ °С в течение 1 ч) и ТТО (нагрев до $T = 1100$ °С, выдержка в течение 1 ч, закалка на воздухе и последующий отпуск при $T = 720$ °С в течение 3 ч).

Структурные исследования проводили с помощью просвечивающих электронных микроскопов (ПЭМ) Philips CM12 и JEOL JEM-2100 (ускоряющее напряжение 120 и 200 кВ соответственно). Тонкие фольги получали путем электрополировки в растворе ортофосфорной кислоты (450 мл) и хромового ангидрида (50 г).

Для оценки вкладов различных механизмов упрочнения определяли среднюю ширину мартенситных ламелей, плотность дислокаций в областях феррита и мартенсита, средние размеры и объемные доли дисперсных частиц. Плотность дислокаций оценивали методом секущих [21] по не менее чем 10 характерным изображениям дислокационной субструктуры. Объемные доли дисперсных частиц оценивали по отношению занимаемого ими объема к объему исследуемого участка фольги. При этом для упрощения оценок частицы считались сферическими, а толщина фольги принималась равной 0,1 мкм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Электронно-микроскопические исследования показали, что после двух обработок (ВТМО и ТТО) ми-

кросструктура стали ЭП-823 представлена пакетным мартенситом с развитой дислокационной субструктурой и ферритными зернами. Наблюдаются грубодисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$ ($Me = Fe, Cr$) и мелкодисперсные карбонитриды типа MeX ($Me = Nb, Mo, X = C, N$) (рисунок).

Отличия после указанных режимов обработки заключаются в морфологии, размерах структурных элементов и частиц вторых фаз:

– ширина ламелей мартенсита после ТТО составляет 200 – 800 нм (при среднем значении 300 нм), после ВТМО она уменьшается до 150 – 400 нм (при среднем значении 230 нм);

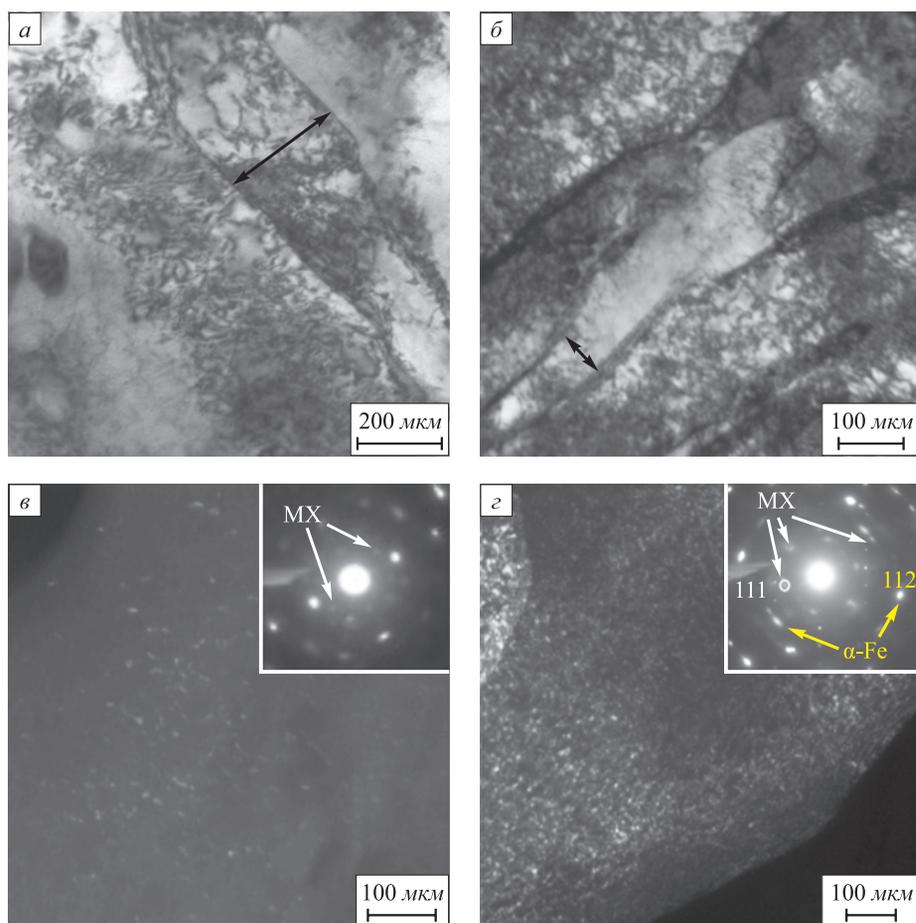
– грубодисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$ после ТТО имеют преимущественно вытянутую линзовидную форму и располагаются по границам ламелей мартенсита, зерен феррита и бывших аустенитных зерен [18 – 20, 22]. После ВТМО указанные частицы имеют преимущественно округлую форму и могут наблюдаться не только по границам, но и в теле зерна;

– мелкодисперсные карбонитриды типа MeX после двух обработок располагаются преимущественно внутри структурных элементов стали. Их размеры достигают 2 – 20 нм, при этом после ТТО средние значения составляют 9 нм, после ВТМО – 6 нм. Оценочные значения объемных долей этих частиц: после ТТО – $0,6 \pm 0,2 \%$, после ВТМО – $0,9 \pm 0,2 \%$;

– после ВТМО в областях феррита и мартенсита отмечается увеличение (относительно ТТО) плотности дислокаций: $\rho_{fer}(TTO) = (1 \div 2) \cdot 10^{10}$, $\rho_{fer}(VTMO) = (3 \div 6) \cdot 10^{10}$; $\rho_{mar}(TTO) = (1 \div 3) \cdot 10^{10}$, $\rho_{mar}(VTMO) = (6 \div 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Сформированная в результате ВТМО микроструктура обеспечивает повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали ЭП-823 при комнатной температуре испытаний примерно до 793 МПа по сравнению с ТТО ($\sigma_{0,2} \approx 746 \text{ МПа}$) [18 – 20].

Для выявления роли различных факторов упрочнения и их возможных вкладов в повышение предела текучести стали после ВТМО на основе указанных выше



ПЭМ-изображения с соответствующими микродифракционными картинками стали ЭП-823 после ТТО (а, в) и после ВТМО (б, з):

а, б – мартенситные ламели с развитой дислокационной субструктурой;
в, з – темнопольные изображения в рефлексе частиц MeX

TEM images with corresponding microdiffraction patterns of EP-823 steel after THT (a, v) and after HTMT (b, z):
a, b – martensitic lamellae with a developed dislocation substructure; v, z – dark-field images in MeX particles reflection

экспериментальных данных о размерах структурных элементов, объемных долей, плотности дислокаций проведен подробный анализ механизмов ее упрочнения в сравнении с традиционным режимом обработки.

Упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро рассчитывали по формуле [23 – 27]:

$$\sigma_0 = 2G \cdot 10^{-4}, \quad (1)$$

где $G = 84$ ГПа – модуль сдвига для стали ЭП-823, который был рассчитан в программе JMatPro [28].

Таким образом $\sigma_0 \approx 17$ МПа. Этот вклад не зависит от режимов обработки (ТТО, ВТМО).

Основными легирующими элементами стали ЭП-823, которые вносят вклад в твердорастворное упрочнение, являются элементы замещения (хром, молибден, вольфрам, кремний, марганец). Углерод, азот, бор, а также ниобий и ванадий после отпуска стали в значительной мере находятся в составе частиц вторичных фаз, поэтому их вкладом в твердорастворное упрочнение, а также вкладом от церия, титана, алюминия (вследствие их незначительного содержания) мы пренебрегаем. При легировании α -железа твердорастворное упрочнение отражается следующей зависимостью [23 – 27]:

$$\Delta\sigma_{ss} = \sum_{i=1}^n k_i C_i^n, \quad (2)$$

где k_i – коэффициент упрочнения i -ым легирующим элементом; C_i – концентрация, % (по массе), i -го легирующего элемента, растворенного в феррите.

В настоящей работе, как и в работах [29, 30], для всех учитываемых элементов использован степенной показатель $n = 0,75$. Значения коэффициентов упрочнения феррита легирующими элементами [23, 24] представлены ниже:

Элемент	Cr	Mo	Mn	Si	W
k_i , МПа/% (по массе)	31	11	33	86	76

Подставляя данные в формулу (2), получаем вклад от твердорастворного упрочнения примерно 300 МПа. В настоящей работе не оценивалось изменение состава твердого раствора в зависимости от вида обработки (ТТО, ВТМО). Однако (из общих соображений) эти изменения не должны быть значительны, что позволяет считать вклады в твердорастворное упрочнение после двух обработок примерно одинаковыми.

Дисперсное упрочнение в стали ЭП-823 реализуется за счет огибания (некогерентных) частиц дислокациями по механизму Орована [23 – 25]. Параметр решетки частиц a , например, NbC, составляет 0,4454 нм, что в 1,5 раза больше параметра решетки матрицы ($a = 0,2888$ нм). Значительное различие в значениях параметра решеток частиц и матрицы свидетельствует об отсутствии когерентности частиц и матрицы.

Проведенные ранее на ферритно-мартенситной стали оценки в работе [31] свидетельствуют о том, что мелкодисперсные (5 – 20 нм) частицы при их достаточно высокой объемной доле дают существенный вклад в предел текучести (сотни МПа), в то время как вклад в упрочнение от грубодисперсных (сотни нм) частиц примерно на порядок меньше. На основании экспериментальных оценок объемной доли дисперсных частиц и их средних размеров были проведены оценки вклада механизма дисперсного упрочнения наноразмерными частицами типа MeX стали ЭП-823 после ВТМО и ТТО по формуле Орована [23 – 25]:

$$\Delta\sigma_{disp} = \frac{Gb}{\lambda}, \quad (3)$$

где G – модуль сдвига; $b \approx 0,25$ нм – вектор Бюргерса дислокаций [23 – 27]; $\lambda \approx R \left(\frac{2\pi}{3f} \right)^{1/2}$ – среднее расстояние между частицами; R – радиус частиц; f – объемная доля частиц.

Результаты этих оценок показали, что после ВТМО $\Delta\sigma_{disp}$ достигает примерно 460 МПа, что примерно в два раза выше таковых значений после ТТО ($\Delta\sigma_{disp} \approx 250$ МПа).

Дислокационное (деформационное) упрочнение рассчитывали по формуле [23 – 27]:

$$\Delta\sigma_{dist} = \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (4)$$

где α – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций.

Согласно данным работ [29, 30] $\alpha \approx 0,38$. При учете плотности дислокаций в мартенсите дислокационный вклад в упрочнение после ВТМО может достигать 200 – 240 МПа, после ТТО – 80 – 140 МПа. При использовании значения плотности дислокаций в феррите дислокационное упрочнение составляет после ВТМО и ТТО 140 – 200 и 80 – 120 МПа соответственно. Если считать, что в стали после отпуска в ферритно-мартенситной структуре примерно 20 % феррита и 80 % мартенсита [32], то получаем, что общий вклад от дислокационного упрочнения после ВТМО составляет примерно 230 МПа, после ТТО – 136 МПа.

Зернограничное упрочнение в общем случае рассчитывается по соотношению Холла-Петча [23 – 27]:

$$\Delta\sigma_{GB} = K_y d^{-1/2}, \quad (5)$$

где d – размер зерна; K_y – экспериментально полученная константа, которая для низкоуглеродистых сталей составляет 0,62 МПа·м^{1/2} [23 – 27].

Эта формула может быть использована только для высокоугловых границ. В ферритно-мартенситной стали высокоугловыми границами ЭП-823 являются гра-

ницы между мартенситными блоками и зернами феррита. По результатам EBSD анализа [18] средние размеры мартенситных блоков и зерен феррита после ВТМО составляют 2,1 мкм, после ТТО – 3,1 мкм. Соответственно, вклад от зернограничного упрочнения после ВТМО составляет 440 МПа, а после ТТО – 370 МПа.

Субструктурное упрочнение за счет субзерен с малоугловыми границами разориентировки в работах [23 – 27, 31] оценивалось по формуле Холла-Петча для малоугловых границ:

$$\Delta\sigma_{substr} = K_{y_{sub}} d^{-1}, \quad (6)$$

где $K_{y_{sub}} \approx 1,5 \cdot 10^{-4}$ МПа·м [23 – 27, 31].

Малоугловыми границами в стали ЭП-823 являются границы мартенситных ламелей. Зная средние значения их ширины после двух режимов обработки, получаем вклад от субструктурного упрочнения примерно 500 и 650 МПа после ТТО и после ВТМО соответственно.

В работах [29, 30, 33] субструктурное упрочнение оценивалось по формуле Лэнгфорда-Коэна, в которой учитываются только поперечные размеры мартенситных ламелей:

$$\Delta\sigma_{L-K} = K_y (2l)^{-1}, \quad (7)$$

где $K_y \approx 86,2$ МПа·мкм⁻² [33].

В соответствии с зависимостью (7) вклад от этого механизма упрочнения после ВТМО составляет 190 МПа, после ТТО – 70 МПа. При этом, если $K_y \approx 115 \div 123$ МПа·мкм⁻² [33], который учитывает также равномерно распределенную дислокационную субструктуру, то вклад от субструктурного упрочнения после ВТМО увеличивается до 250 – 270 МПа, после ТТО – до 95 – 105 МПа. Следует отметить, что в работах [29, 30] при использовании формулы Лэнгфорда-Коэна авторы не учитывают вклад от упрочнения высокоугловыми границами в соответствии с соотношением Холла-Петча. Авторами работ [29, 30] предполагается, что малоугловые границы мартенситных ламелей представляют собой существенные препятствия для движения дислокаций, которые тормозятся раньше, чем достигнут высокоугловых границ мартенситных блоков.

После ВТМО вклад от зернограничного упрочнения в 1,2 раза, от дисперсного упрочнения в 1,8 раза, от дислокационного упрочнения в 1,7 раза, от субструктурного, с учетом соотношения Холла-Петча, в 1,3 раза, от субструктурного по Лэнгфорду-Коэну в 2,7 раза выше по сравнению с ТТО. Поскольку малоугловые границы представляют собой дислокационные стенки, а в деформационном (дислокационном) упрочнении учитываются дислокации внутри зерен и субзерен, указанные элементы дают общий вклад в субструктурное упрочнение. Таким образом, основными механизмами упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенсит-

ной стали ЭП-823 после ВТМО являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа *MeX* по механизму Орована; зернограничное упрочнение высокоугловыми границами (мартенситных блоков и зерен феррита) и субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных ламелей и за счет повышенной плотности дислокаций.

Все указанные выше механизмы упрочнения суммарно описывают вклад в значение предела текучести. Суммируя упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро, твердорастворное, дисперсное, дислокационное упрочнения, а также зернограничное и субструктурное, рассчитанные по формулам Холла-Петча, получаем после ВТМО значение предела текучести примерно 2100 МПа, после ТТО – 1600 МПа. При суммировании вкладов в предел текучести, учитывая формулу Лэнгфорда-Коэна, получаем значения после ВТМО ≈ 1000 МПа, после ТТО ≈ 700 МПа. Таким образом, при использовании формулы Лэнгфорда-Коэна для субструктурного упрочнения суммарный вклад в упрочнение оказывается наиболее близок к экспериментальному [18 – 20] пределу текучести стали ЭП-823 при комнатной температуре.

Поскольку обсуждаемые механизмы взаимосвязаны (дисперсные частицы закрепляют дислокации, выделение дисперсных частиц приводит к уменьшению вклада от твердорастворного упрочнения и т.д.), то их суммирование может приводить к завышенным оценкам относительно экспериментально полученных значений. Таким образом, представленные оценки могут только указывать на тенденцию к увеличению вкладов конкретных механизмов, обусловленную изменением параметров микроструктуры в результате ВТМО.

Стоит отметить, что каждый механизм упрочнения имеет температурный интервал, при котором соответствующий вклад имеет максимальное значение: упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро действует до $0,1T_{пл}$, зернограничное и дислокационное упрочнение – до $0,3T_{пл}$, твердорастворное – до $0,4T_{пл}$, дисперсное – до $0,9T_{пл}$ [23 – 27]. В соответствии с этим наибольший интерес для исследуемой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (жаропрочного материала) представляет дисперсное упрочнение термически стабильными наноразмерными частицами. Закрепляя дефектную субструктуру, они обеспечивают повышенные значения высокотемпературных прочностных свойств ферритно-мартенситных сталей, в том числе в условиях ползучести [23 – 27].

Выводы

На основании данных структурных исследований ферритно-мартенситной стали ЭП-823, полученных методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии после традиционной термической и высокотемпературной термомеханической обработок,

установлено, что основными механизмами ее упрочнения являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа MeX ($Me = Nb, Mo, X = C, N$) по механизму Орована; зернограничное упрочнение за счет мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение за счет малоугловых границ мартенситных ламелей и повышенной плотности дислокаций.

Вклады от зернограничного дисперсного и субструктурного упрочнения после высокотемпературной термомеханической обработки выше по сравнению с традиционной термической обработкой в 1,2, 1,8

и 1,3 раза соответственно. С учетом соотношения Лэнгфорда-Козна высокотемпературная термомеханическая обработка обеспечивает вклад в упрочнение примерно в 2,7 раза выше по сравнению с традиционной термической обработкой. Это обусловлено особенностями структурных состояний стали после высокотемпературной термомеханической обработки по сравнению с традиционной термической: меньшими размерами мартенситных ламелей и блоков, повышенной плотностью дислокаций, уменьшением средних размеров и увеличением объемной доли наноразмерных частиц.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J., Tanigawa H. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications // *Journal of Nuclear Materials*. 2019. Vol. 523. P. 510–537. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058>
- Yvon P. *Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017. 664 p.
- Odette R.G., Zinkle S.J. *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Elsevier: Amsterdam, Netherlands, 2019. 655 p.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials // *Fusion Engineering and Design*. 2000. Vol. 51-52. P. 55–71. [https://doi.org/10.1016/S0920-3796\(00\)00320-3](https://doi.org/10.1016/S0920-3796(00)00320-3)
- Kurtz R.J., Odette G.R. Chapter 3 – Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in fusion reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. 2019. P. 51–102. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4>
- Klueh R.L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors // *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50. No. 5. P. 287–310. <https://doi.org/10.1179/174328005X41140>
- Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM International, 2001. 220 p. <https://doi.org/10.1520/MONO3-EB>
- Totemeier T.C., Tian H., Simpson J.A. Effect of normalization temperature on the creep strength of modified 9Cr-1Mo steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006. Vol. 37. P. 1519–1525. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0096-9>
- Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9Cr ferritic-martensitic steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2012. Vol. 422. No. 1-3. P. 45–50. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.12.011>
- He H., Wang H., He K., Liang X., Huang X. Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr-2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 800. Article 140364. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140364>
- Vivas J., San-Martin D., Caballero F.G., Capdevila C. High-chromium (9-12Cr) steels: Creep enhancement by conventional thermomechanical treatments. In book: *Metal Heat Treatments*. Intechopen. 2020. P. 1–23. <https://doi.org/10.5772/intechopen.91931>
- Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments // *Journal Nuclear of Materials*. 2013. Vol. 441. No. 1-3. P. 15–23. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.05.018>
- Hoffmann J., Rieth M., Klimenkov M., Baumgärtner S. Improvement of EUROFER's mechanical properties by optimized chemical compositions and thermo-mechanical treatments // *Nuclear Materials and Energy*. 2018. Vol. 16. P. 88–94. <https://doi.org/10.1016/j.nme.2018.05.028>
- Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J., Tanigawa H. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications. *Journal of Nuclear Materials*. 2019, vol. 523, pp. 510–537. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058>
- Yvon P. *Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017, 664 p.
- Odette R.G., Zinkle S.J. *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Elsevier: Amsterdam, Netherlands, 2019, 655 p.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials. *Fusion Engineering and Design*. 2000, vol. 51-52, pp. 55–71. [https://doi.org/10.1016/S0920-3796\(00\)00320-3](https://doi.org/10.1016/S0920-3796(00)00320-3)
- Kurtz R.J., Odette G.R. Chapter 3 – Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in fusion reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. 2019, pp. 51–102. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4>
- Klueh R.L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors. *International Materials Reviews*. 2005, vol. 50, no. 5, pp. 287–310. <https://doi.org/10.1179/174328005X41140>
- Klueh R.L., Harries D.R. *High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*. ASTM International, 2001, 220 p. <https://doi.org/10.1520/MONO3-EB>
- Totemeier T.C., Tian H., Simpson J.A. Effect of normalization temperature on the creep strength of modified 9Cr-1Mo steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, vol. 37, pp. 1519–1525. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0096-9>
- Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9Cr ferritic-martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2012, vol. 422, no. 1-3, pp. 45–50. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.12.011>
- He H., Wang H., He K., Liang X., Huang X. Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr-2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 800, article 140364. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140364>
- Vivas J., San-Martin D., Caballero F.G., Capdevila C. High-chromium (9-12Cr) steels: Creep enhancement by conventional thermomechanical treatments. In: *Metal Heat Treatments*. Intechopen, 2020, pp. 1–23. <https://doi.org/10.5772/intechopen.91931>
- Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments. *Journal Nuclear of Materials*. 2013, vol. 441, no. 1-3, pp. 15–23. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.05.018>
- Hoffmann J., Rieth M., Klimenkov M., Baumgärtner S. Improvement of EUROFER's mechanical properties by optimized chemical compositions and thermo-mechanical treatments. *Nuclear Materials and Energy*. 2018, vol. 16, pp. 88–94. <https://doi.org/10.1016/j.nme.2018.05.028>

14. Xu Z., Shen Y., Shang Zh., Zhang Ch., Huang X. Precipitate phases in ferritic/martensitic steel P92 after thermomechanical treatment // *Journal of Nuclear Materials*. 2018. Vol. 509. P. 355–365. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.04.025>
15. Tan L., Yang Y., Busby J.T. Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on 9Cr reduced activation ferritic-martensitic (RAFM) steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2013. Vol. 442. No. 1-3. Suppl. 1. P. S13–S17. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.015>
16. Ioltukhovskiy A.G., Kondrat'ev V.P., Leont'eva-Smirnova M.V., Votinov S.N., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Bulanova T.M. Metallurgical aspects of possibility of 9 – 12 % chromium steel application as a structural material for first wall and blanket of fusion reactors // *Journal of Nuclear Materials*. 1996. Vol. 233-237. Part 1. P. 299–307. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(96\)00280-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00280-2)
17. Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., Medvedeva E.A., Tselishchev A.V., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Ostrovskiy S.E., Dvoryashin A.M., Porollo S.I., Vorobyev A.N., Khabarov V.S. Influence of operation conditions on structure and properties of 12 % Cr steels as candidate structural materials for fusion reactor // *Journal of Nuclear Materials*. 1998. Vol. 258-263. Part 2. P. 1312–1318. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00396-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00396-1)
18. Litovchenko I., Almaeva K., Polekhina N., Akkuzin S., Linnik V., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M. The Microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment // *Metals*. 2022. Vol. 12. No. 1. P. 79. <https://doi.org/10.3390/met12010079>
19. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Akkuzin S.A. Regularities of the deformed microstructure of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment // *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 1989. Article 012016. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1989/1/012016>
20. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A. Microstructure, mechanical properties and fracture of EP-823 ferritic/martensitic steel after high-temperature thermomechanical treatment // *Russian Physics Journal*. 2020. Vol. 63. No. 5. P. 803–808. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02101-8>
21. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. Москва: Металлургия, 1973. 584 с.
22. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Сравнительное исследование микроstructures, механических свойств и особенностей разрушения жаропрочных ферритно-мартенситных сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в интервале температур от –196 °С до 720 °С // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез*. 2018. Т. 41. № 4. С. 38–47. <https://doi.org/10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47>
23. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия, 1979. 208 с.
24. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва: Металлургия, 1986. 312 с.
25. Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. Москва: Машиностроение, 2003. 381 с.
26. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наукова думка, 1989. 289 с.
27. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва: изд. МИСиС, 1998. 400 с.
28. JMatPro. Practical software for materials properties. URL: <https://www.sentsoftware.co.uk/jmatpro> (дата обращения 01.12.2022).
29. Li Q. Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr–2W–V–Mo–Ni power plant steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2003. Vol. 361. No. 1-2. P. 385–391. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00565-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00565-3)
30. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev R. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr–3%Co steel with low N and high B contents // *Journal of Materials Science*. 2020. Vol. 55. No. 3-4. P. 7530–7545. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04508-7>
14. Xu Z., Shen Y., Shang Zh., Zhang Ch., Huang X. Precipitate phases in ferritic/martensitic steel P92 after thermomechanical treatment. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, vol. 509, pp. 355–365. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.04.025>
15. Tan L., Yang Y., Busby J.T. Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on 9Cr reduced activation ferritic-martensitic (RAFM) steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2013, vol. 442, no. 1-3, suppl. 1, pp. S13–S17. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.015>
16. Ioltukhovskiy A.G., Kondrat'ev V.P., Leont'eva-Smirnova M.V., Votinov S.N., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Bulanova T.M. Metallurgical aspects of possibility of 9 – 12 % chromium steel application as a structural material for first wall and blanket of fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*. 1996, vol. 233-237, part 1, pp. 299–307. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(96\)00280-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00280-2)
17. Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., Medvedeva E.A., Tselishchev A.V., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Ostrovskiy S.E., Dvoryashin A.M., Porollo S.I., Vorobyev A.N., Khabarov V.S. Influence of operation conditions on structure and properties of 12 % Cr steels as candidate structural materials for fusion reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 1998, vol. 258-263, part 2, pp. 1312–1318. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00396-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00396-1)
18. Litovchenko I., Almaeva K., Polekhina N., Akkuzin S., Linnik V., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M. The microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment. *Metals*. 2022, vol. 12, no. 1, pp. 79. <https://doi.org/10.3390/met12010079>
19. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Akkuzin S.A. Regularities of the deformed microstructure of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021, vol. 1989, article 012016. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1989/1/012016>
20. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A. Microstructure, mechanical properties and fracture of EP-823 ferritic/martensitic steel after high-temperature thermomechanical treatment. *Russian Physics Journal*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 803–808. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02101-8>
21. Utevskii L.M. *Diffraction Electron Microscopy in Metal Science*. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
22. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Comparative investigation of microstructure, mechanical properties and fracture features of heat-resistant ferritic-martensitic steels EK-181, ChS-139 and EP-823 in the temperature range from –196 °C to 720 °C. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya: Termoyadernyi sintez*. 2018, vol. 41, no. 4, pp. 38–47. (In Russ.). <https://doi.org/10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47>
23. Gol'dshtein M.I., Farber V.M. *Dispersion Hardening of Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
24. Gol'dshtein M.I., Litvinov B.C., Bronfin B.M. *Metallophysics of High-Strength Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
25. Prikhod'ko V.M., Petrova L.G., Chudina O.V. *Metallophysical Foundations of Development of Reinforcing Technologies*. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 381 p. (In Russ.).
26. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D. *Strain Hardening and Destruction of Polycrystalline Metals*. Kiev: Naukova dumka, 1989, 289 p. (In Russ.).
27. Zolotarevskii V.S. *Mechanical Properties of Metals*. Moscow: MISIS, 1998, 400 p. (In Russ.).
28. JMatPro. Practical software for materials properties. Available at URL: <https://www.sentsoftware.co.uk/jmatpro> (Accessed 01.12.2022).
29. Li Q. Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr–2W–V–Mo–Ni power plant steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, vol. 361, no. 1-2, pp. 385–391. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00565-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00565-3)
30. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev R. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr–3%Co steel with low N and high B contents. *Journal of Materials Science*. 2020, vol. 55, no. 3-4, pp. 7530–7545. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04508-7>

31. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Механизмы упрочнения 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в зависимости от режима их термической обработки // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1246–1249. <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
32. Vershinina T.N., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Leonteva-Smirnova M.V., Ivanov Yu.F. Investigation of the structural-phase state and its role in the formation of heat-resistance properties of 12 % chromium steel // Russian Physics Journal. 2007. Vol. 50. No. 11. P. 1104–1110. <https://doi.org/10.1007/s11182-007-0162-9>
33. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // ASM Transactions. 1969. Vol. 62. P. 623–638.
31. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Kravchenko D.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Hardening mechanisms of 12% chromium ferritic-martensitic steels depending on their heat treatment mode. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2016, vol. 21, no. 3, pp. 1246–1249. (In Russ.). <https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249>
32. Vershinina T.N., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Leonteva-Smirnova M.V., Ivanov Yu.F. Investigation of the structural-phase state and its role in the formation of heat-resistance properties of 12 % chromium steel. *Russian Physics Journal*. 2007, vol. 50, no. 11, pp. 1104–1110. <https://doi.org/10.1007/s11182-007-0162-9>
33. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation. *ASM Transactions*. 1969, vol. 62, pp. 623–638.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Ксения Викторовна Алмаева, младший научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-9181-4362

E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Игорь Юрьевич Литовченко, д.ф.-м.н., доцент, заведующий лабораторией материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-5892-3719

E-mail: litovchenko@ispms.ru

Надежда Александровна Полехина, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9076-5469

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Валерия Васильевна Линник, инженер-исследователь лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

Kseniya V. Almaeva, Junior Researcher of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-9181-4362

E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Igor' Yu. Litovchenko, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5892-3719

E-mail: litovchenko@ispms.ru

Nadezhda A. Polekhina, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9076-5469

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Valeriya V. Linnik, Research Engineer of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

К. В. Алмаева – анализ механизмов упрочнения, написание текста статьи.

И. Ю. Литовченко – руководство научным исследованием, разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

Н. А. Полехина – редактирование текста статьи.

В. В. Линник – статистическая обработка результатов, полученных на просвечивающем электронном микроскопе.

K. V. Almaeva – analysis of hardening mechanisms, writing the text.

I. Yu. Litovchenko – scientific guidance, formation of the article concept, editing the text.

N. A. Polekhina – editing the text.

V. V. Linnik – statistical processing of the results obtained on a transmission electron microscope.

Поступила в редакцию 12.10.2022

После доработки 24.10.2022

Принята к публикации 28.10.2022

Received 12.10.2022

Revised 24.10.2022

Accepted 28.10.2022