



УДК 669.018.25:539.219:539.25

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-725-732

Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ 12 % ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

К. В. Спиридонова¹, И. Ю. Литовченко¹, Н. А. Полехина¹, В. В. Линник²,
Т. А. Борисенко³, В. М. Чернов⁴, М. В. Леонтьева-Смирнова⁴

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 36)

³ Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН (Россия, 630128, Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18)

⁴ АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара» (Россия, 123098, Москва, ул. Рогова, 5а)

✉ kseni_ya_almaeva@mail.ru

Аннотация. Методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) *in situ* и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) исследованы особенности фазовых превращений 12 % хромистой феррито-мартенситной стали ЭП-823 в условиях нагрева и охлаждения в температурном интервале от 30 до 1100 °С. По данным РСА *in situ* при нагреве температуры начала A_{c1} и конца A_{c3} $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (феррит – аустенит) составляют 880 и 1000 °С соответственно. При охлаждении реализуется диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с критическими точками $A_{r1} \approx 860$ °С (температура начала) и $A_{r3} \approx 840$ °С (температура конца). Согласно данным ДСК при нагреве критические точки $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения: $A_{c1} \approx 840$ °С, $A_{c3} \approx 900$ °С. При охлаждении реализуется мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в интервале температур от $M_n = 344$ °С до $M_k = 212$ °С. Методом РСА *in situ* выделения карбидных фаз в условиях нагрева и охлаждения стали ЭП-823 не обнаружено. Положение критических точек фазовых превращений зависит от метода исследований (РСА *in situ* или ДСК), что определяется различием в эффективной (с учетом времени на съемку в методе РСА) скорости нагрева/охлаждения. Обсуждается влияние элементного состава и особенностей микроструктуры на положение критических точек фазовых превращений феррито-мартенситных сталей. Показано, что увеличенное по сравнению с другими сталями того же класса содержание феррит-стабилизирующих элементов (Cr, Mo, Nb) в составе стали ЭП-823 расширяет область существования ферритной фазы, что может способствовать повышению температуры A_{c1} .

Ключевые слова: феррито-мартенситная сталь ЭП-823, структурно-фазовые превращения, высокотемпературный рентгеноструктурный анализ *in situ*, дифференциальная сканирующая калориметрия, закалка, традиционная термическая обработка

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0008. Исследования выполнены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

Для цитирования: Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В., Борисенко Т.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Структурно-фазовые превращения 12 % хромистой феррито-мартенситной стали ЭП-823. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(6):725–732. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-725-732>

STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823

K. V. Spiridonova¹✉, I. Yu. Litovchenko¹, N. A. Polekhina¹, V. V. Linnik²,
T. A. Borisenko³, V. M. Chernov⁴, M. V. Leont'eva-Smirnova⁴

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² National Research Tomsk State University (36 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

³ Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (18 Kutateladze Str., Россия, Novosibirsk 630128, Russian Federation)

⁴ JSC “A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials” (5a Rogova Str., Moscow 123098, Russian Federation)

✉ kseni_ya_almaeva@mail.ru

Abstract. The features of phase transformations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 under heating and cooling conditions in the temperature range from 30 to 1100 °C were studied by the methods of high-temperature X-ray diffraction analysis (XRD) *in situ* and differential scanning calorimetry (DSC). According to XRD *in situ* data, upon heating, the temperatures of the beginning and end of the ($\alpha \rightarrow \gamma$) transformation of ferrite (martensite – austenite) are $Ac_1 \approx 880$ °C, $Ac_3 \approx 1000$ °C, respectively. Upon cooling, a diffusion ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation occurs with critical points – $Ar_1 \approx 860$ °C (beginning temperature) and $Ar_3 \approx 840$ °C (end temperature). According to DSC data, during heating, the critical points of the ($\alpha \rightarrow \gamma$) transformation are $Ac_1 \approx 840$ °C and $Ac_3 \approx 900$ °C. During cooling, a martensitic ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation is realized with critical points of the beginning of $M_s = 344$ °C and the end of $M_f = 212$ °C of this transformation. The XRD *in situ* analysis revealed no precipitation of carbide phases under heating and cooling conditions of steel EP-823. Position of the critical points of phase transformations depends on the research method (XRD *in situ* or DSC), which is determined by the difference in effective (taking into account the time for shooting in the XRD method) heating-cooling rate. The effect of elemental composition on the position of critical points of phase transformations and the formation of structural-phase states of ferritic-martensitic steels is discussed. It is shown that the increased content of ferrite-stabilizing elements (Cr, Mo, Nb) in composition of EP-823 steel, compared with other steels of the same class, expands the region of existence of the ferrite phase, which can contribute to an increase in the temperature of Ac_1 .

Keywords: ferritic-martensitic steel EP-823, structural-phase transformations, high-temperature X-ray diffraction analysis *in situ*, differential scanning calorimetry, quenching, traditional heat treatment

Acknowledgements: 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 No. FWRW-2021-0008. The research was carried out with the equipment of Tomsk Regional Core Shared Research Facilities Center of National Research Tomsk State University (center was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation).

For citation: Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V., Borisenko T.A., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Structural-phase transformations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):726–732.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-726-732>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время разрабатываются ядерные реакторы на быстрых нейтронах IV поколения со свинцовым или свинцово-висмутовым теплоносителем [1 – 5]. Как один из основных материалов для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов российских ядерных реакторов рассматривается 12 % хромистая феррито-мартенситная сталь марки ЭП-823 [6 – 9]. Особенностью этой стали является повышенное (относительно других сталей того же класса) содержание кремния, что обеспечивает хорошую коррозионную стойкость, в том числе в условиях контакта с жидкометаллическим теплоносителем [7].

Подробное изучение физико-механических свойств стали марки ЭП-823 началось в конце XX века [7]. Были проведены исследования особенностей микроструктуры и механических свойств стали в состояниях после различных обработок (традиционная термическая

обработка (ТТО), ступенчатая термическая обработка (СТО), высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО)) [7 – 9]; проанализированы механизмы упрочнения [10]; изучено сопротивление ползучести, исследованы теплофизические свойства, температурные зависимости модуля упругости и характеристики внутреннего трения [11; 12]; проведены исследования кратковременных и длительных механических свойств после высокодозного нейтронного облучения [13 – 15]. Показано, что эта сталь не уступает по физико-механическим, жаропрочным, коррозионным и радиационным свойствам другим 12 % хромистым феррито-мартенситным сталям [16].

Несмотря на то, что сталь марки ЭП-823 изучается достаточно давно, детальные исследования фазовых переходов при ее нагреве и охлаждении с использованием методов ДСК и высокотемпературного РСА *in situ* (непосредственно в процессе нагрева и охлаждения), ранее не проводились. Использование двух методов

позволяет дополнить полученные результаты и определить зависимость критических точек от эффективной скорости нагрева (охлаждения). Данные о значениях критических точек фазовых переходов стали представляют интерес для определения температурных интервалов ее практического применения и разработки режимов высокотемпературных термомеханических обработок.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Феррито-мартенситная сталь марки ЭП-823 имеет следующий элементный состав [6–8], % (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.

Фазовые превращения стали при нагреве и охлаждении изучали методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) *in situ* на дифрактометре D8 Advance с высокотемпературной камерой НТК 1200 N с использованием CuK_α -излучения в защитной среде гелия. Данный метод заключается в следующем:

- нагрев от 30 до 1100 °С (съемка при 30 °С, от 30 до 800 °С без съемки, от 800 до 1000 °С – съемка с шагом 20 °С, нагрев от 1000 до 1100 °С без съемки, съемка при 1100 °С);

- выдержка при 1100 °С в течение 40 мин для получения однородного твердого раствора, съемка;

- последующее охлаждение от 1100 до 30 °С (от 1100 до 900 °С без съемки, от 900 до 600 °С – съемка с шагом 20 °С, от 600 до 30 °С без съемки, съемка при 30 °С).

Образцы для исследования представляли собой пластинки толщиной 1 мм и диаметром 15 мм. Диапазон углов 2θ составлял 40 – 80°, шаг съемки – $\Delta 2\theta \approx 0,02^\circ$, скорость нагрева и охлаждения – 12 °С/мин, время съемки при каждой температуре – 7 мин. Исследования методом РСА проводили на образцах стали после закалки в воду от $T = 1100$ °С (выдержка 1 ч). Температурные интервалы съемки выбирали на основе полученных ранее результатов для стали того же класса [16].

Критические точки фазовых превращений определяли также методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при непрерывном нагреве (от 20 до 1100 °С) со скоростью 10 °С/мин и охлаждении (от 1100 до 20 °С) образцов в защитной среде аргона на приборе STA 409 PC (NETSCH). За начало и завершение фазового превращения принимали температуры перегибов на кривых ДСК. Масса образцов составляла 90 – 100 мг. Исследования ДСК проводились на образцах стали в состоянии после традиционной термической обработки (ТТО), которая состояла из закалки в воду от температуры 1100 °С (выдержка 1 ч) и последующего отпуска при температуре 720 °С (в течение 3 ч).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Подробные исследования микроструктуры и фазового состава феррито-мартенситной стали марки ЭП-823, проведенные с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), представлены в работе [9]. Ниже отмечены основные структурные особенности стали, необходимые для обсуждения особенностей ее фазовых переходов при нагреве и охлаждении.

Микроструктура стали после закалки представлена мартенситными ламелями с высокой плотностью дислокаций (до 10^{15} м^{-2}), ферритными зернами, незначительным количеством грубодисперсных и мелкодисперсных частиц типа MeX (где $\text{Me} - \text{Nb, Mo}$; $\text{X} - \text{C, N}$), а также грубодисперсных частиц типа Me_{23}C_6 (где $\text{Me} - \text{Fe, Cr}$). В условиях отпуска после закалки (режим ТТО) основные структурные элементы (мартенситные ламели и зерна феррита) сохраняются, снижается плотность дислокаций и значительно увеличивается плотность грубодисперсных (типа Me_{23}C_6) и мелкодисперсных (типа MeX) частиц, по сравнению с состоянием после закалки.

После ТТО (рис. 1) в стали ЭП-823 бывшие аустенитные зерна имеют размеры до 60 мкм. Также обнаружено небольшое количество зерен δ -феррита. Внутри бывших аустенитных зерен наблюдаются блоки мартенсита, объединенные в пакеты, с преимущественно высокоугловыми разориентировками между соседними блоками (рис. 1, б, в). Малоугловые границы разориентации (рис. 1, в) являются границами мартенситных ламелей, составляющих блоки. Средний размер мартенситных блоков и ферритных зерен, согласно данным метода ДОРЭ, составляет 3,1 мкм [9]. На рис. 1, в видны грубодисперсные (субмикронные, микронные) частицы типа MeX .

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии [9], среднее значение ширины мартенситных ламелей составляет приблизительно 300 нм. Карбиды Me_{23}C_6 располагаются по границам мартенситных ламелей и ферритных зерен, их размеры достигают 50 – 250 нм. Мелкодисперсные (размерами 5 – 20 нм) карбонитриды типа MeX расположены на дислокациях, закрепляя их. Эти частицы преимущественно выделяются в процессе отпуска стали. Грубодисперсные частицы того же типа, по-видимому, сформированы в результате металлургических операций. Они не изменяются в размерах в условиях термических обработок.

На рис. 2 представлены профили рентгеновских линий стали марки ЭП-823 (после закалки), полученные при нагреве и охлаждении в интервале температур 30 – 1100 – 30 °С. В исходном состоянии при комнатной температуре (30 °С) это типичная рентгенограмма феррито-мартенситной стали с ОЦК решеткой. При нагреве

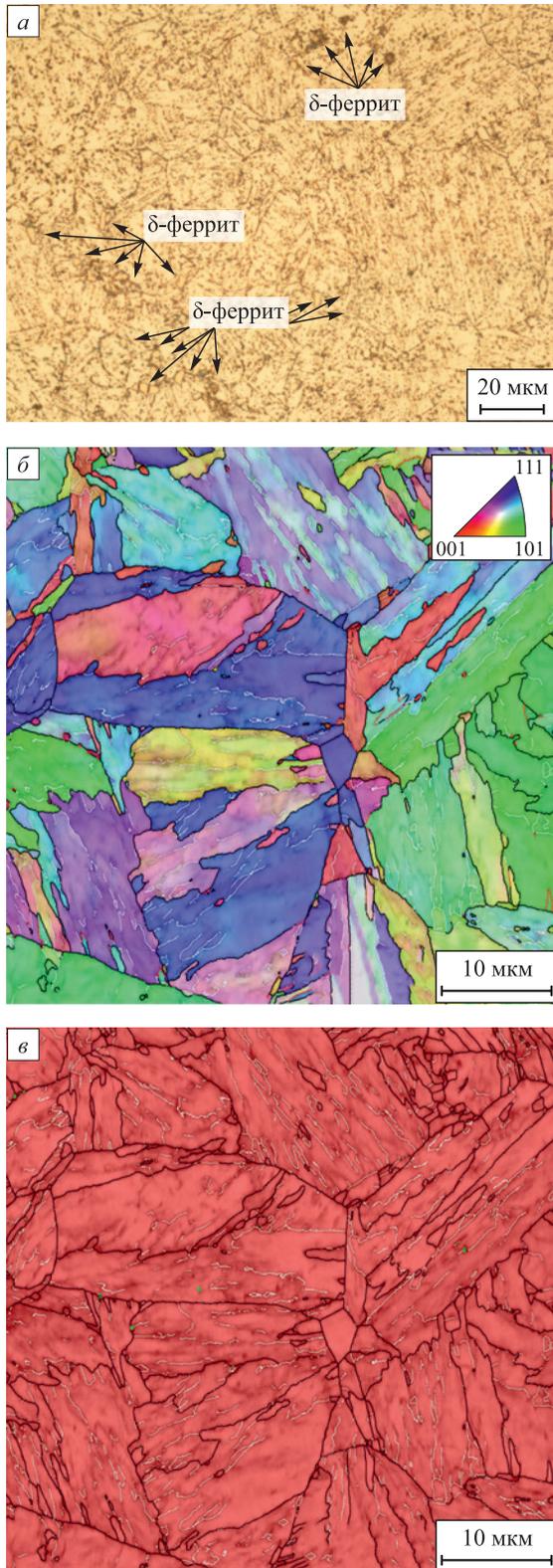


Рис. 1. Изображения микроструктуры стали после ТТО:
 а – оптическое изображение; б и в – РЭМ ДОРЭ;
 б – ориентационная карта; в – фазовая карта
 (ОЦК-Fe указано красным цветом, частицы MeX зеленым цветом, высоко- и малоугловые границы – черными и белыми линиями)

Fig. 1. Images of steel microstructure after traditional heat treatment:
 а – optical image; б, в – SEM EBSD:
 б – orientation map; в - phase map (BCC-Fe – red,
 MeX particles – green, high-angle – black, low-angle – white lines)

рентгеновские пики смещаются в сторону меньших углов 2θ , что обусловлено термическим расширением кристаллической решетки. Из анализа рентгеновских профилей при различных температурах видно, что при нагреве переход $\alpha \rightarrow \gamma$ начинается при $T = 880\text{ }^\circ\text{C}$ (Ac_1) и заканчивается при $T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$ (Ac_3). Межкритический интервал температур ($Ac_3 - Ac_1$) составляет примерно $120\text{ }^\circ\text{C}$. Помимо рефлексов γ - и α -фаз на рентгенограммах при нагреве наблюдаются рефлексы, принадлежащие оксидам Fe_3O_4 и Cr_2O_3 . Формирование оксидного слоя на поверхности образцов, по-видимому, обусловлено наличием остаточного кислорода в защитной газовой среде аргона.

При охлаждении диффузионное превращение из аустенита (γ) в феррит (α) начинается при $Ar_1 = 860\text{ }^\circ\text{C}$, заканчивается при $Ar_3 = 840\text{ }^\circ\text{C}$. При снижении температуры (в высокотемпературной области) интенсивность рефлексов от оксидных фаз (Fe_3O_4 , Cr_2O_3) возрастает, что свидетельствует об увеличении их объемной доли. Следует отметить, что рефлексы $Fe_3O_4(400)$ и $Cr_2O_3(024)$ близки к рефлексам $\gamma\text{-Fe}(111)$ и $\gamma\text{-Fe}(200)$ соответственно. Однако при $T = 30\text{ }^\circ\text{C}$ рефлексы от аустенита отсутствуют. Рефлексы оксидов наблюдаются в условиях съемки при $30\text{ }^\circ\text{C}$ после цикла нагрев – выдержка – охлаждение.

На рентгенограммах не наблюдаются пики от карбидных ($Me_{23}C_6$) и карбонитридных (MeX) частиц. Вероятнее всего, данные частицы не идентифицируются методом РСА ввиду их небольшой объемной доли (до нескольких процентов). В работе [9] отмечено, что в стали марки ЭП-823 после ТТО объемная доля мелкодисперсных частиц типа MeX составляет $\approx 0,6\%$, грубодисперсных частиц типа $Me_{23}C_6$ – примерно $5,5\%$. В состоянии после закалки объемные доли указанных частиц ниже приведенных значений.

На рис. 3 представлены результаты исследований $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений в стали ЭП-823, полученные методом ДСК при непрерывном нагреве и охлаждении. При нагреве (рис. 3, а) на ДСК кривой наблюдаются два минимума. Один из них связан с фазовым $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением, где точки $Ac_1 = 839\text{ }^\circ\text{C}$, а $Ac_3 = 902\text{ }^\circ\text{C}$. Межкритический интервал температур ($Ac_3 - Ac_1$) при исследовании данным методом составляет $63\text{ }^\circ\text{C}$. Из литературных данных известно [16; 17], что второй минимум при температурах $645 - 734\text{ }^\circ\text{C}$ обусловлен магнитным превращением ферромагнитного $\alpha\text{-Fe}$ в парамагнитное.

При охлаждении стали на ДСК кривой наблюдается пик, соответствующий мартенситному превращению ($\gamma \rightarrow \alpha$), которое происходит в интервале между $M_n = 344\text{ }^\circ\text{C}$ и $M_k = 212\text{ }^\circ\text{C}$. Также на ДСК кривой обнаруживается небольшой перегиб в интервале температур $700 - 668\text{ }^\circ\text{C}$. В работе [16] отмечается, что перегибы при таких температурах характерны для диффузионного превращения аустенит – феррит. Вероятно, скорость охлаждения при ДСК-исследовании была

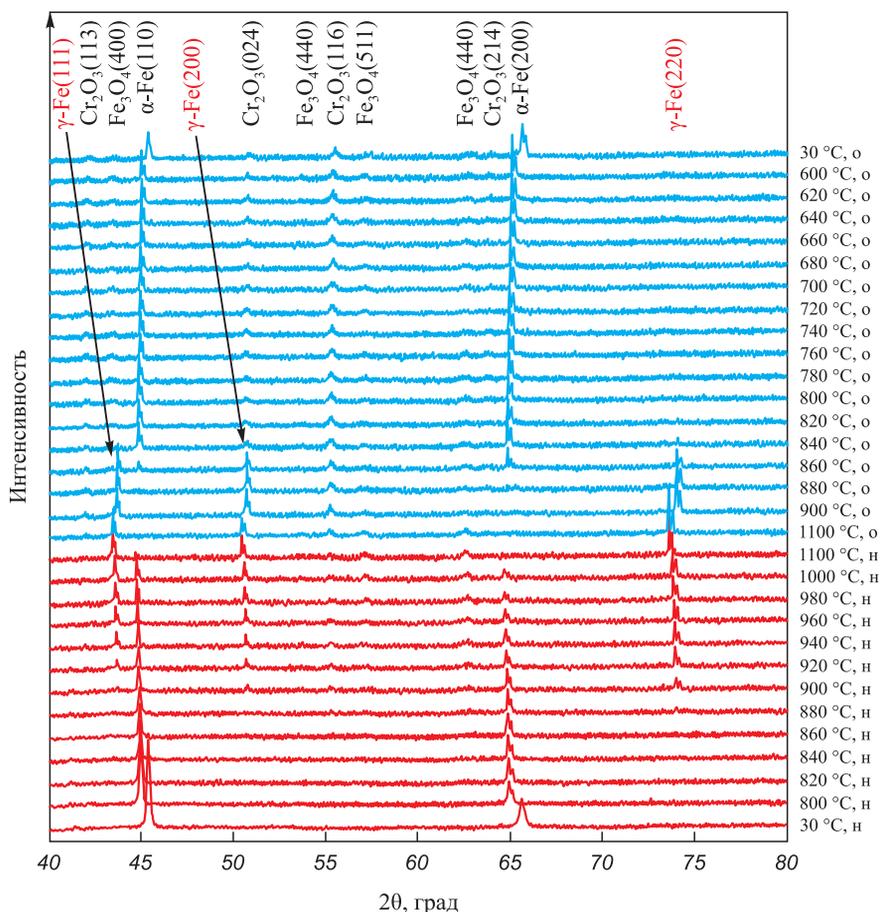


Рис. 2. Профили рентгеновских дифракционных линий стали марки ЭП-823 (нагрев от 30 до 1100 °С, выдержка при 1100 °С в течение 40 минут, охлаждение до 30 °С)

Fig. 2. Profiles of X-ray diffraction lines of steel EP-823 (heating from 30 to 1100 °C, holding at 1100 °C for 40 minutes, cooling down to 30 °C)

достаточно высокой. В таких условиях охлаждения реализуется бездиффузионное (мартенситное) превращение, в то время как диффузионное превращение практически подавляется.

В таблице приведены значения критических точек фазовых переходов стали марки ЭП-823, определенные при непрерывном нагреве и охлаждении, полученные методом PCA *in situ* и ДСК. Из сравнения видно, что

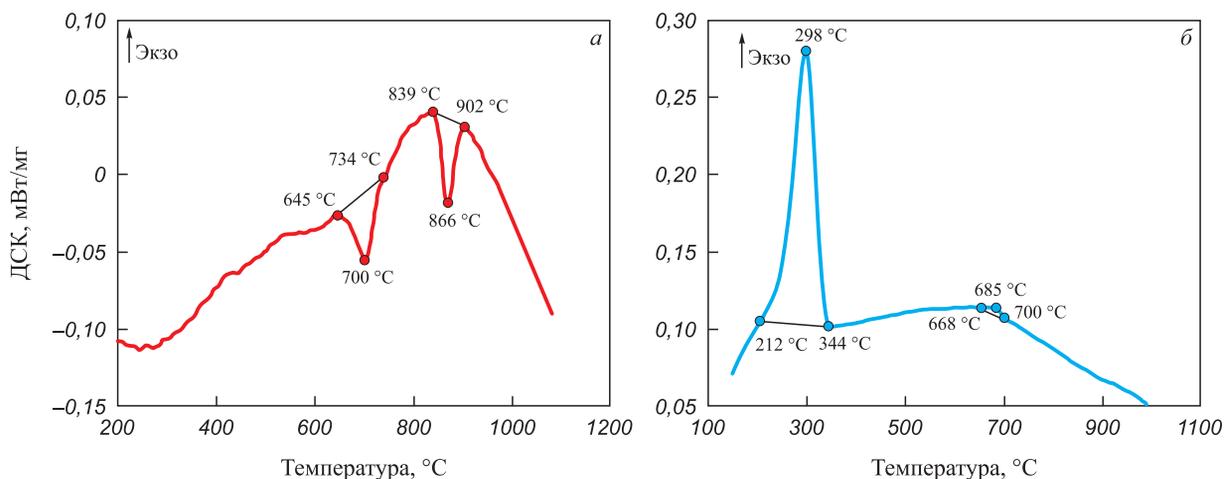


Рис. 3. ДСК кривые стали ЭП-823 при нагреве (а) и охлаждении (б)

Fig. 3. DSC curves of steel EP-823 during heating (a) and cooling (b)

Значения критических точек фазовых переходов стали ЭП-823, определенные при непрерывном нагреве и охлаждении

Values of critical points of phase transitions of steel EP-823, determined during continuous heating and cooling

Метод исследования	Нагрев		Охлаждение			
	Ac ₁ , °C	Ac ₃ , °C	Ar ₁ , °C	Ar ₃ , °C	M _н , °C	M _к , °C
РСА, <i>in situ</i>	880	1000	860	840	–	–
ДСК	839	902	–	–	344	212

разница в значениях точек Ac₁ и Ac₃ для двух методов составляет примерно 40–100 °C, при этом различие в значениях межкритического интервала составляет 57 °C. Эти особенности связаны со спецификой каждого метода, включая различие в эффективных скоростях нагрева (охлаждения) с учетом времени съемки в методе РСА. Поскольку эффективная скорость нагрева в методе ДСК выше, то превращение α → γ начинается при более низких температурах, а межкритический интервал уже, чем в случае РСА *in situ*.

Сравнивая значения критических точек фазовых переходов, полученные в настоящей работе (см. таблицу) с экспериментальными и расчетными результатами [16; 18–20], полученными на различных 9–12 % хромистых феррито-мартенситных сталях, можно сделать вывод о сопоставимости результатов. Превращение α → γ при нагреве в большинстве рассматриваемых сталей наблюдается в температурном интервале ≈ 800–900 °C, однако может завершаться и при более высокой температуре (1000 °C), как в случае стали марки ЭП-823, исследованной методом РСА *in situ* в настоящей работе (см. таблицу). Диффузионное превращение при охлаждении наблюдается в близком к указанному выше температурном интервале. Мартенситное превращение для большинства 9–12 % хромистых феррито-мартенситных сталей наблюдается в интервале температур ≈ 450–200 °C.

Различия в положении критических точек зависят от элементного состава сталей, скоростей нагрева и охлаждения. Увеличение содержания феррит-стабилизирующих элементов (Cr, Mo, Nb) в составе стали расширяет область существования ферритной фазы, что может способствовать повышению температуры Ac₁. Наличие дисперсных карбидных частиц Me₂₃C₆, связывающих углерод, приводит к обеднению твердого раствора по углероду и, тем самым, может способствовать расширению температурной области существования феррита. Температура и время выдержки в аустенитной области определяют однородность твердого раствора аустенита и размер исходного аустенитного зерна. Это оказывает влияние на мартенситное превращение при ускоренном охлаждении, в частности, уменьшение раз-

мера аустенитного зерна способствует снижению значений точек M_н и M_к [17].

Выводы

Определены критические точки структурно-фазовых превращений при нагреве и охлаждении 12 % хромистой феррито-мартенситной стали марки ЭП-823 с использованием рентгеноструктурного анализа *in situ* и дифференциальной сканирующей калориметрии.

По данным рентгеновских исследований, температуры начала и конца α → γ-превращения при непрерывном нагреве составляют Ac₁ = 880 °C, Ac₃ = 1000 °C; при охлаждении температуры начала и конца γ → α-превращения составляют Ar₁ = 860 °C, Ar₃ = 840 °C. По данным дифференциальной сканирующей калориметрии: Ac₁ = 839 °C, Ac₃ = 902 °C; мартенситное превращение при охлаждении происходит в интервале между M_н ≈ 340 °C и M_к ≈ 210 °C. Точка Кюри для исследованной стали находится в температурном интервале 645–734 °C.

Разница в положениях критических точек, полученных разными методами, обусловлена различием в эффективных скоростях нагрева (охлаждения) с учетом времени съемки в рентгеновском методе. Увеличение скорости нагрева способствует снижению температуры начала α → γ-превращения на ≈ 40 °C и сужению межкритического интервала температур. При охлаждении с повышенной скоростью (при ДСК исследовании) диффузионное γ → α-превращение подавляется и реализуется мартенситное превращение.

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;523:510–537. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058>
- Yvon P. *Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2017:664.
- Odette R.G., Zinkle S.J. *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:655.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials. *Fusion Engineering and Design*. 2000;51-52:55–71. [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*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:51–102. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4>
- Maloy S.A., Natesan K., Holsomb D.E., Fazio C., Yvon P. Chapter 2 – Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in GEN-IV fission reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applica-*

- tions. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:23–49.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00002-2>
7. Иолтуховский А.Г., Ланская К.А., Беломытцев Ю.С., Саратовский Л.Н. Выбор режимов термообработки 12 %-ной хромистой стали ЭП-823 применительно к условиям работы чехлов ТВС реактора БН-600. *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение*. 1985;(2(19)):65–70.
Ioltukhovskii A.G., Lanskaya K.A., Belomyttsev Yu.S., Saratovskii L.N. Choice of heat treatment modes of 12 % chromium steel EP823 in relation to operating conditions of fuel assembly covers of BN-600 reactor. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser. Atomnoe materialovedenie*. 1985;(2(19)): 65–70. (In Russ.).
 8. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Akkuzin S.A., Linnik V.V., Moskvichev E.N., Chernov V.M., Naumenko I.A., Saifutdinova M.S., Leontieva-Smirnova M.V. Special features of the surface layer structure of ferritic-martensitic EP-823-Sh steel after prolonged exposure to the flowing lead at 630 °C under low oxygen concentration. *Journal of Nuclear Materials*. 2022;572:154039.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.154039>
 9. 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;12(1):79.
<https://doi.org/10.3390/met12010079>
 10. 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;65(12):887–894.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>
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;65(12):887–894. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>
 11. Беломытцев М.Ю., Моляров В.Г. Исследование сопротивления ползучести феррито-мартенситной стали 16X12MBCФБР (ЭП-823). *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2019;62(4):290–302.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-290-302>
Belomyttsev M.Yu., Molyarov V.G. Creep resistance of ferritic-martensitic steel 16Cr12MoWSiVNbB (EP-823). *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(4):290–302. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-290-302>
 12. Kruglov A.B., Kruglov V.B., Struchalin P.G., Kharitonov V.S. Study of thermophysical properties of EP-823 steel in the temperature range of 200–900 °C. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2015;42(9):264–267.
<https://doi.org/10.3103/S1068335615090031>
 13. Porollo S.I., Veremeev A.M., Konobeev Yu.V., Ivanov A.A., Shulepin S.V. Study of the long-term strength of neutron-irradiated austenitic and ferrite-martensite steel. *Atomic Energy*. 2018;124(2):98–104.
<https://doi.org/10.1007/s10512-018-0381-x>
 14. Maloy S.A., Romero T., James M.R. Tensile testing of EP-823 and HT-9 after irradiation in STIP II. *Journal of Nuclear Materials*. 2006;356(1-3):56–61.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.05.003>
 15. Grachev A.F., Zhrebtsov A.A., Zabud'ko L.M., Zvir E.A., Kryukov F.N., Nikitin O.N., Skupov M.V., Ivanov Yu.A., Porollo S.I. Results of investigations of BREST-type reactor fuel rods with mixed uranium-plutonium nitride fuel, irradiated in BOR-60 and BN-600. *Atomic Energy*. 2019;125(5):314–321.
<https://doi.org/10.1007/s10512-019-00487-4>
 16. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Bulina N.V., Korchagin M.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Features of phase transformations of low-activation 12 %-chromium ferritic-martensitic steel EK-181. *Russian Physics Journal*. 2020;62(12):2314–2318.
<https://doi.org/10.1007/s11182-020-01982-z>
 17. Ланская К.А. *Высокохромистые жаропрочные стали*. Москва: Металлургия; 1976:216.
 18. Raju S., Ganesh B.J., Rai A.K., Mythili R., Saroja S., Raj B. A study on martensitic phase transformation in 9Cr–1W–0.23V–0.063Ta–0.56Mn–0.09C–0.02N (wt. %) reduced activation steel using differential scanning calorimetry. *Journal of Nuclear Materials*. 2010;405(1):59–69.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.07.036>
 19. Lu Sh., Liang T., Li Y., Li D., Rong L., Li Y. Microstructure and mechanical properties of simulated heat-affected zones of EP-823 steel for ADS/LFR. *Journal of Materials Science and Technology*. 2015;31(8):864–871.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2014.08.015>
 20. Ma T., Hao X., Wang P. Effect of heat treatments on microstructural evolution and tensile properties of 15Cr12MoVWN ferritic/martensitic steel. *Metals*. 2020;10(9):1271.
<http://dx.doi.org/10.3390/met10091271>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ксения Викторовна Спиридонова, к.ф.-м.н., 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

Kseniya V. Spiridonova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), 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

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, аспирант, Национальный исследовательский Томский государственный университет

ORCID: 0000-0001-8975-1553

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

Татьяна Андреевна Борисенко, младший научный сотрудник лаборатории материалов для аддитивных технологий, Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0341-8755

E-mail: tanya.borisenko.97@mail.ru

Вячеслав Михайлович Чернов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»

ORCID: 0000-0002-9558-3055

E-mail: VMChernov@bochvar.ru

Мария Владимировна Леонтьева-Смирнова, к.т.н., доцент, руководитель отдела, АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»

E-mail: MVLeonteva-Smirnova@bochvar.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, Postgraduate, National Research Tomsk State University

ORCID: 0000-0001-8975-1553

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

Tat'yana A. Borisenko, Junior Researcher of the Laboratory of Materials for Additive Technologies, Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0341-8755

E-mail: tanya.borisenko.97@mail.ru

Vyacheslav M. Chernov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, JSC "A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials"

ORCID: 0000-0002-9558-3055

E-mail: VMChernov@bochvar.ru

Mariya V. Leont'eva-Smirnova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of Department, JSC "A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials"

E-mail: MVLeonteva-Smirnova@bochvar.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. В. Спиридонова – анализ данных, полученных методами PCA *in situ* и ДСК; написание текста статьи.

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

Н. А. Полехина – разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

В. В. Линник – подготовка образцов для исследований методами PCA *in situ* и ДСК, анализ результатов.

Т. А. Борисенко – проведение исследования методом PCA *in situ*.

В. М. Чернов – редактирование текста статьи.

М. В. Леонтьева-Смирнова – редактирование текста статьи.

K. V. Spiridonova – analysis of data obtained by XRD *in situ* and DSC methods, writing the text.

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

N. A. Polekhina – formation of the article concept, editing the text.

V. V. Linnik – preparation of the samples for XRD *in situ* and DSC analysis, analysis of the results.

T. A. Borisenko – conducting XRD *in situ* analysis.

V. M. Chernov – editing the text.

M. V. Leont'eva-Smirnova – editing the text.

Поступила в редакцию 28.07.2023

После доработки 22.08.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 28.07.2023

Revised 22.08.2023

Accepted 11.09.2023