УДК 669.018.25

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТ –196 ДО 700 °С

Н.А. Полежаева^{1, 2}, К.В. Алмаева², И.Ю. Литовченко^{1, 2}, А.Н. Тюменцев^{1, 2},
Ю.П. Пинжин^{1, 2}, В.М. Чернов^{3, 4}, М.В. Леонтьева-Смирнова^{3, 4}

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³АО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Исследовано влияние температуры в интервале от –196 до 700 °С на прочностные и пластические (удлинение до разрушения) свойства малоактивируемой 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) после высокотемпературной термомеханической обработки с пластической деформацией в аустенитной области (ВТМО). ВТМО обеспечивает существенное увеличение прочности стали при сохранении достаточного уровня пластичности по сравнению с традиционной термической обработкой (ТТО). Более высокие значения прочности стали после ВТМО связаны с изменениями её структурно-фазового состояния (наноструктуризация, повышение плотности дислокаций) и, как следствие, с повышением эффективности совместного дисперсного (образование наноразмерных частиц карбонитридов ванадия) и субструктурного (повышение плотности дислокаций) упрочнения. Характер разрушения стали практически не зависит от режимов термомеханических обработок.

Ключевые слова: ферритно-мартенситные стали, малоактивируемая сталь ЭК-181, высокотемпературная термомеханическая обработка, микроструктура, предел текучести, удлинение до разрушения, фратография.

EFFECT OF HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT ON MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE OF THE REDUCED ACTIVATION 12% CHROME FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EK-181 IN THE TEMPERATURE RANGE FROM –196 °C TO 700 °C

N.A. Polekhina^{1, 2}, K.V. Almaeva², I.Yu. Litovchenko^{1, 2}, A.N. Tyumentsev^{1, 2},
Yu.P. Pinzhin^{1, 2}, V.M. Chernov^{3, 4}, M.V. Leontyeva-Smirnova^{3, 4}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

²National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³SC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Moscow, Russia

⁴National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia

The effect of temperature in the range from –196 °C to 700 °C on the strength and plastic (the elongation to fracture) properties of the reduced activation 12% chromium ferritic-martensitic steel EK-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) after high-temperature thermomechanical treatment with plastic deformation in the austenitic region (HTMT) has been studied. The HTMT provides a significant increase of the yield strength with preservation of a sufficient level of the plasticity, compared with traditional heat treatment (THT). The higher values of strength after HTMT are associated with changes in the structural phase state of the steel and, as a result, with an increase in the efficiency of joint dispersed hardening (by nanosized vanadium carbonitride precipitates) and substructure hardening (due to an increase in dislocation density). The fracture type of steel is practically independent of the treatment conditions.

Key words: ferritic-martensitic steels, reduced activation steel EK-181, high-temperature thermomechanical treatment, microstructure, yield strength, elongation to fracture, fractography.

DOI: 10.21517/0202-3822-2019-42-4-31-38

ВВЕДЕНИЕ

Малоактивируемая (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситная 12%-ная хромистая сталь ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) является перспективным конструкционным материалом для ядерных и термоядерных реакторов [1—3]. Традиционной термической обработкой (ТТО) сталей этого типа являются закалка при 1000—1100 °С (1 ч) и отпуск при 720 °С (1—3 ч) [4—6]. С целью расширения температурных интервалов применения таких сталей (проблемы хладноломкости [2, 5, 7] и жаропрочности [2, 5, 8, 9]) разрабатываются новые режимы их термомеханических обработок. Перспективной является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) стали с дополнительной её пластической деформацией в области высоких температур (в аустенитной фазе) с последующими закалкой и отпуск

ком, обеспечивающими увеличение прочностных свойств стали при повышенных температурах (при сохранении достаточного уровня пластичности) [10—14]. Использование ВТМО связано с возможностью повышения эффективности дисперсного (наноструктурного) и субструктурного упрочнения за счёт изменения структурно-фазового состояния стали при увеличении плотности дислокаций и объёмной доли выделяющихся во время обработки наноразмерных частиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$ и формирования более мелкозернистой мартенситной структуры [10—14].

В работе [15] показана перспективность применения ВТМО для повышения прочностных свойств стали ЭК-181 (испытания при положительных температурах до 650 °С). В настоящей работе проведены дальнейшие комплексные исследования стали ЭК-181 в более широком (от –196 до 700 °С) температурном интервале, включающем важную температурную область хладноломкости этой стали (–85— +35 °С [7]), после двух режимов обработки (ТТО, ВТМО) с целью определения особенностей микроструктуры и закономерностей изменения механических свойств (прочность, пластичность, характер разрушения) этой стали при таких термообработках.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Элементный состав исследуемой стали ЭК-181 представлен в табл. 1 [2, 5, 15]. ВТМО проводилась по следующему режиму: нагрев до $T = 1100$ °С (выдержка 1 ч) + горячая пластическая деформация прокаткой в аустенитной фазе до величины $\epsilon \approx 50\%$ за один проход + закалка в воду + отпуск при 720 °С в течение 1 ч.

Таблица 1. Элементный состав стали ЭК-181 (вес. %, основа Fe)

C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	N	Si	Ta	Ce	Ti	B	Zr
0,16	11,17	0,74	0,01	0,01	0,25	1,13	0,03	0,04	0,33	0,08	0,15	0,05	0,006	0,05

Структурные исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM12 при ускоряющем напряжении 120 кВ. Фольги для просвечивающей электронной микроскопии готовили методом электролитической полировки в растворе хромового ангидрида CrO_3 в ортофосфорной кислоте H_3PO_4 .

Механические испытания осуществлялись методом активного растяжения в интервале температуры от –196 до 700 °С со скоростью деформации $\approx 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине типа «Поляни», оснащённой высокотемпературной и низкотемпературной камерами. При исследовании в области отрицательных температур образцы деформировались в смеси жидкого азота и этилового спирта, в интервале повышенных температур в вакууме $\approx 3 \cdot 10^{-3}$ Па. Образцы имели форму двойных лопаток с размером рабочей части $13,0 \times 2,0 \times 1,0$ мм.

Исследование морфологии поверхности разрушения проводилось методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200 3D.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Рис. 1. Микроструктура стали ЭК-181 после ВТМО: а — светлопольное изображение ферритно-мартенситной структуры с частицами вторых фаз; в — темнопольное изображение в рефлексе карбонитрида ванадия; б, г — соответствующие микро- дифракционные картины

Микроструктура. Электронно-микроскопические исследования показали, что ВТМО приводит к формированию в стали ЭК-181 ферритно-мартенситной структуры с частицами вторых фаз $M_{23}C_6$ и $V(C, N)$ (рис. 1). Это структурно-фазовое состояние качественно подобно структуре этой стали после ТТО [8]. Измельчение структуры мартенсита в стали в результате ВТМО не обнаружено. После обеих обработок ширина мартенситных ламелей составляет от 0,2 до 0,7 мкм, размеры зёрен феррита от 1 до 3 мкм. Плотность дислокаций изменяется в широких пределах — от $\rho \approx (2-5)10^{10} \text{ см}^{-2}$ в областях феррита до $\rho \approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$ в мартенситной структуре.

Отличительные по сравнению с ТТО особенности микроструктуры стали ЭК-181, прошедшей обработку по режиму ВТМО, заключаются в следующем:

— повышении в несколько раз плотности дислокаций;

— увеличении объёмной доли и дисперсности наноразмерных (диаметр 5—10 нм) частиц V(C, N).

Образование таких частиц происходит непосредственно в процессе деформации в температурном интервале существования аустенита и последующей закалки. При ТТО они выделяются, главным образом, в процессе отпуска при 720 °С. Закрепляя дислокационную структуру стали, наноразмерные частицы V(C, N) снижают эффекты отпуска мартенсита;

— снижении плотности грубодисперсных частиц $M_{23}C_6$, изменении их морфологии и особенностей пространственного распределения. Это связано с более интенсивным по сравнению с ТТО обеднением твёрдого раствора углеродом при образовании более высокой плотности наноразмерных частиц карбонитрида V(C, N) в процессе пластической деформации в аустенитной фазе и закалки. После ВТМО карбиды $M_{23}C_6$ имеют преимущественно округлую форму и расположены внутри кристаллов мартенсита, в то время как после ТТО наблюдается их преимущественно строчечное расположение по границам мартенситных ламелей в виде неравноосных частиц.

Температурная зависимость механических свойств. Сравнительные исследования кратковременных механических свойств стали ЭК-181 в интервале от –196 до 700 °С показали (рис. 2), что вид их температурных зависимостей после ТТО и ВТМО качественно аналогичен. На них можно выделить несколько характерных температурных интервалов, которые применительно к ТТО подробно описаны в [8, 9]:

Рис. 2. Температурная зависимость механических свойств стали ЭК-181 после ТТО (■) и ВТМО (●) в интервале от –196 до 700 °С: а — относительное удлинение до разрушения; б — предел текучести

— интервал –196— –80 °С, где сильная температурная зависимость предела текучести является следствием термоактивируемого движения дислокаций в кристаллическом рельефе (барьеры Пайерлса, твёрдорастворное упрочнение);

— интервал –80— –50—0 °С, включающий температурную область хрупко-вязкого перехода в стали (хладноломкость) с незначительным изменением (увеличением) температурной зависимости предела текучести и скачкообразным изменением относительного удлинения до разрушения (понижение до 5 и увеличение до 10%);

— интервал 0—450 °С, в котором характеристики прочности слабо зависят от температуры. Сохранение практически неизменного уровня прочностных свойств и удлинения до разрушения в этой температурной области обусловлено высокой эффективностью дисперсного упрочнения наноразмерными частицами карбонитрида ванадия при увеличении плотности дислокаций;

— интервал 450—700 °С, где наблюдаются значительное снижение прочности и увеличение удлинения до разрушения с ростом температуры, связанные с уменьшением величины дисперсного и субструктурных упрочнений в условиях активизации термически активируемых процессов, включая диффузионные (скольжение и переползание дислокаций, др.).

После ВТМО (см. рис. 2) наблюдается повышение предела текучести во всём исследуемом интервале температуры от –196 до 700 °С при некотором понижении пластичности (удлинения до разрушения), но сохранении достаточного уровня пластичности. Величина прироста предела текучести относительно ТТО изменяется по мере возрастания температуры испытаний (см. рис. 2, б). При –196 °С разница значений пределов текучести после ТТО и ВТМО составляет примерно 250 МПа, при 20 °С — около

180 МПа и при 650 °С — примерно 80 МПа. Однако в процентном соотношении разница между значениями пределов текучести после исследуемых обработок при указанных температурах практически одинакова и составляет ~20%.

Более высокие значения прочности стали ЭК-181 после ВТМО связаны с увеличением эффективности механизмов упрочнения:

— дисперсного упрочнения за счёт роста объёмной доли наноразмерных частиц карбонитрида ванадия V(C, N). Величина упрочнения (повышение сдвигового напряжения $\Delta\sigma$ по механизму типа механизма Орована) оценивается по формуле [16, 17] $\Delta\sigma \approx \alpha Gb/\lambda$, где $G \approx 86,5$ ГПа — модуль сдвига стали ЭК-181 [14]; $b \approx 0,25$ нм — модуль вектора Бюргерса дислокаций; $\lambda \approx R(2\pi/3f)^{1/2}$ — расстояние между краями частиц; R — радиус частиц; f — их объёмная доля, $\alpha \leq 1$ — коэффициент, определяющий мощность (сопротивление) препятствия движению дислокации (для абсолютно непреодолеваемых препятствий $\alpha = 1$). В табл. 2 приведены рассчитанные в [15] критические значения напряжения преодоления дислокациями тормозящих препятствий для максимальной ($f \approx 0,015$) объёмной доли частиц карбонитрида ванадия V(C, N) в предположении, что весь углерод и азот содержится в указанной фазе, а также для случая, когда их объёмная доля вдвое меньше. Из проведённых оценок (см. табл. 2) видно, что дисперсное упрочнение частицами карбонитрида ванадия размером ~5—10 нм (даже при относительно невысоком их объёмном содержании) может обеспечить наблюдаемое экспериментально повышение прочностных свойств стали (см. рис. 2, б);

Т а б л и ц а 2. Теоретически рассчитанные значения напряжений Орована в стали ЭК-181 в зависимости от объёмной доли и размеров частиц карбонитридной фазы [15]

Объёмная доля f	Размер (диаметр $2R$) частиц, нм		
	5	10	20
	Напряжение Орована $\Delta\sigma$, МПа		
0,015	746	370	186
0,0075	526	263	132

— субструктурного упрочнения из-за повышения плотности дислокаций и закрепления их указанными мелкодисперсными наноразмерными частицами. Зависимость изменения напряжения пластического течения $\Delta\sigma$ от плотности дислокаций определяется выражением [16—19] $\Delta\sigma = \alpha Gbp^{1/2}$, где p — плотность дислокаций. Согласно проведённым электронно-микроскопическим исследованиям плотность дислокаций в стали ЭК-181 после ТТО изменяется в широких пределах ($p \sim 10^{10} — 10^{11}$ см⁻²), чему соответствуют величины упрочнения $\Delta\sigma \approx 110—340$ МПа. После ВТМО плотность дислокаций преимущественно составляет $p \sim 10^{11}$ см⁻² и соответствующее значение упрочнения $\Delta\sigma \approx 340$ МПа.

Анализ этих двух механизмов показывает их достаточно высокую эффективность и возможность увеличения прочности при сохранении достаточного уровня пластичности стали путём изменения дисперсности (наноструктуризации) частиц второй фазы и увеличения плотности дислокаций при ВТМО.

Как видно на рис. 2, б, предел текучести стали после ВТМО при 700 °С (≈ 305 МПа) соответствует таковому после ТТО при 650 °С. Это свидетельствует о возможности расширения температурного интервала применимости ферритно-мартенситных сталей в области повышенных температур с использованием ВТМО.

Температурные зависимости величин относительного удлинения до разрушения после ТТО и ВТМО подобны, имеют немонотонный характер и коррелируют с закономерностями изменения прочности (см. рис. 2). В интервале от -50 до -80 °С (в области вязко-хрупкого перехода) величина относительного удлинения до разрушения δ снижается по сравнению с комнатной температурой примерно в 1,5 раза (см. рис. 2, а), однако значительной потери пластичности материала не наблюдается. Существенное её падение ($\delta \approx 2—3\%$) обнаружено при $T = -196$ °С. В области температуры от 20 до ≈ 400 °С величина относительного удлинения до разрушения изменяется незначительно. При $T \approx 400—450$ °С наблюдается минимум пластичности, обусловленный явлением динамического деформационного старения стали. С повышением температуры от 450 до 700 °С пластичность увеличивается от 6—7 до 10—15%.

Таким образом, ВТМО ферритно-мартенситной стали ЭК-181 из-за увеличения объёмной доли стабильных наноразмерных частиц карбонитрида ванадия V(C, N) и плотности дислокаций обеспечивает существенное возрастание предела текучести при сохранении удовлетворительного запаса пластичности в широком интервале температуры (до 700 °С). Отметим, что указанные частицы оказывают также положительное влияние на характеристики длительной высокотемпературной прочности стали путём за-

крепления дефектов (дислокаций, малоугловых границ) микроструктуры, обеспечивая её более высокую термическую стабильность, в том числе в условиях ползучести [14].

Особенности разрушения. Сравнительные исследования фрактографии поверхностей разрушения образцов стали ЭК-181 показали (рис. 3, 4), что после исследуемых обработок (ТТО и ВТМО) характер разрушения качественно аналогичен.

Рис. 3. Изображение излома образцов стали ЭК-181 после ТТО (а—в) и ВТМО (з—е) при $T = -80$ °C (а, з), 20 °C (б, д) и 650 °C (в, е)

Рис. 4. Фрактограммы образцов стали ЭК-181 после ВТМО, разрушенных в интервале температуры от -196 до 650 °C: -196 °C (а); -80 °C (б); -50 °C (в); 20 °C (г); 500 °C (д); 650 °C (е)

Разрушение происходит с образованием шейки в интервале температуры от -100 до 700 °C (см. рис. 3). При $T = -196$ °C значительный рост предела текучести и снижение величины относительного удлинения до $\delta \approx 2\text{—}3\%$ формированием шейки не сопровождаются.

На макроскопическом уровне в интервале температуры от -196 до 20 °C наблюдаются некоторые различия между разрушенными образцами, обработанными по разным режимам. Как видно на рис. 3, з, д, ВТМО приводит к формированию трещин, преимущественно параллельных плоскости прокатки. В то время как после ТТО их направление более хаотично (см. рис. 3, а, б). При повышении температуры деформации до ≥ 300 °C различия в характере разрушения после исследуемых обработок практически исчезают (см. рис. 3, в, е).

Исследование влияния температуры испытаний на особенности разрушения стали после ТТО и ВТМО на микроскопическом уровне показало, что в интервале температуры от 350 до -50 °C излом преимущественно вязкий ямочный с элементами скола (см. рис. 4, в, г). При комнатной температуре доля хрупкой составляющей в различных участках поверхности разрушения может достигать 10—20% (см. рис. 4, з). В процессе повышения температуры деформации она постепенно уменьшается, и при $T \approx 400\text{—}500$ °C разрушение сколом не обнаружено (см. рис. 4, д). Выше 500 °C в условиях значительного снижения характеристик прочности и повышения пластичности изменение характера разрушения заключается в увеличении размера чашек вязкого разрушения.

При $T \leq 500$ °С размеры подавляющего большинства таких чашек не превышают 1—2 мкм (см. рис. 4, *д*). В достаточно узком интервале температуры от 500 до 650 °С эти размеры увеличиваются на порядок (см. рис. 4, *е*), достигая значений около 10 мкм и более.

При снижении температуры ниже –50 °С происходит переход от вязкого ямочного излома к хрупкому разрушению. В максимальной степени этот переход проявляется в окрестности хрупко-вязкого перехода. Хрупкий характер разрушения с многочисленными фасетками скола и значительным снижением доли вязкого ямочного излома наблюдается уже при температуре деформации $T \approx -80$ °С (см. рис. 4, *б*). При $T = -196$ °С (см. рис. 4, *а*) элементы вязкого излома не обнаружены.

Отметим, что снижение (относительно ТТО) на несколько процентов величины относительного удлинения стали до разрушения после ВТМО в интервале положительных температур при фрактографическом исследовании оказывается структурно нечувствительным.

Как следует из изложенного, в температурном интервале от –196 до 700 °С закономерности изменения пластичности и характера разрушения стали ЭК-181 слабо зависят от режима термомеханической обработки и связаны с особенностями температурной зависимости предела текучести.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Температурные зависимости предела текучести и пластичности (удлинения до разрушения) малоактивируемой (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситной хромистой стали ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) после ТТО или ВТМО в интервале температуры от –196 до 700 °С качественно аналогичны.

Применение ВТМО обеспечивает существенное (примерно на 20%) повышение предела текучести стали ЭК-181 во всём исследуемом температурном интервале (особенно важно при высоких температурах) при некотором понижении величины пластичности (удлинения до разрушения), но при сохранении достаточного уровня пластичности.

Более высокие значения прочности стали после ВТМО связаны с увеличением эффективности совместного дисперсного и субструктурного упрочнений из-за повышения плотности дислокаций при пластической деформации в аустенитной области и объёмной доли стабильных наноразмерных частиц карбонитрида ванадия V(C, N), закрепляющих дислокационную структуру (субструктуру).

Характер разрушения стали (вязкий или хрупкий) практически не зависит от режима обработки (ТТО, ВТМО).

Применение ВТМО к ферритно-мартенситной хромистой стали ЭК-181 даёт возможность расширения температурного интервала её применения в область более высоких температур (700 °С).

Исследование выполнено в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 годы, направление III.23.

REFERENCES

1. Ioltukhovskiy A.G., Leonteva-Smirnova M.V., Solonin M.I., Chernov V.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Bulanov T.M., Povstyanko A.V., Fedoseev A.E. Heat resistant reduced activation 12% Cr steel of 16Cr12W2VTaB type-advanced structural material for fusion and fast breeder power reactors. — J. Nucl. Mater., 2002, vol. 307—311, pp. 532—535.
2. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budylkin N.I., Devyatko Yu.N., Ioltukhovskiy A.G., Mironova E.G., Shikov A.K., Sivak A.B., Yermolaev G.N., Kalashnikov A.N., Kuteev B.V., Blokhin A.I., Loginov N.I., Romanov V.A., Belyakov V.A., Kirillov I.R., Bulanov T.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Strebkov Yu.S., Tyumentsev A.N., Kardashev B.K., Mishin O.V., Vasiliev B.A. Structural materials for fusion power reactors — the RF R&D activities. — Nucl. Fusion, 2007, vol. 47, pp. 839—848.
3. Nikitina A.A., Ageev V.S., Leonteva-Smirnova M.V., Mitrofanova N.M., Naumenko I.A., Tselishchev A.V., Chernov V.M. Development of works on structural materials of fast reactors active zones. — Atomnaya energiya (Atomic energy), 2015, vol. 119, issue 5, pp. 292—300 (in Russian).
4. Lanskaya K.A. High-chromium heat-resistant steels. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1967. 216 p. (in Russian).

5. **Leonteva-Smirnova M.V., Agafonov A.N., Ermolaev G.N., Ioltukhovskiy A.G., Mozhanov E.M., Reviznikov L.I., Tsvelev V.V., Chernov V.M., Bulanov T.M., Golovanov V.N., Ostrovskiy Z.O., Shamardin V.K., Blokhin A.I., Ivanov M.B., Kozlov E.V., Kolobov Yu.R., Kardashev B.K.** Microstructure and mechanical properties of low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 (RUSFER-EK-181). — *Perspektivnye materialy* (Perspective materials), 2006, № 6, pp. 40—52 (in Russian).
6. **Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Khromova L.P.** Structural-phase transformations and physical properties of ferritic-martensitic 12%-s chromium steels EK-181 and ChS-139. — *ZhTF (JTPH)*, 2016, vol. 86, issue 1, pp. 99—104 (in Russian).
7. **Chernov V.M., Ermolaev G.N., Leonteva-Smirnova M.V.** Impact toughness of EK-181 ferritic-martensitic chromium (12%) steel under loading by concentrated bending. — *ZhTF (JTPH)*, 2010, vol. 80, issue 7, pp. 72—77 (in Russian).
8. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V.** Temperature dependence of mechanical properties and fracture features of low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 in the temperature range from -196° to 720°C . — *VANT. Ser. Termoyadernyi sintez* (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2017, vol. 40, issue 4, pp. 92—102 (in Russian).
9. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Chernov V.M., Leonteva-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° to 720°C . — *VANT. Ser. Termoyadernyi sintez* (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2018, vol. 41, issue 4, pp. 38—47 (in Russian).
10. **Hollner S., Fournier B., Le Pendu J., Cozzika T., Tournie I., Brachet J. C., Pineau A.** High-temperature mechanical properties improvement on modified 9Cr—1Mo martensitic steel through thermomechanical treatments. — *J. Nucl. Mater.*, 2010, vol. 405, pp. 101—105.
11. **Klueh R.L., Hashimoto N., Maziasz P.J.** New nano-particle-strengthened ferritic/martensitic steels by conventional thermo-mechanical treatment. — *J. Nucl. Mater.*, 2007, vol. 367—370, pp. 48—53.
12. **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. — *J. Nucl. Mater.*, 2013, vol. 441, pp. 15—23.
13. **Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L.** Microstructure control for high strength 9% Cr ferritic-martensitic steels. — *J. Nucl. Mater.*, 2013, vol. 422, pp. 45—50.
14. **Hoffmann J., Rieth M., Commin L., Fernandez P., Roldan M.** Improvement of reduced activation 9% Cr steels by ausforming. — *Nucl. Mater. and Energy*, 2016, vol. 6, pp. 12—17.
15. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V.** Influence of high temperature thermomechanical treatment in austenitic region on microstructure and mechanical properties of low-activation 12%-s chromium ferritic-martensitic steel EK-181. — *ZhTF (JTPH)*, 2017, vol. 87, issue 5, pp. 716—721 (in Russian).
16. **Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M.** Metallophysics of high-strength alloys. — *M.: Metallurgiya* (Metallurgy), 1986. 312 p. (in Russian).
17. **Hirth J., Lothe J.** Theory of Dislocations. — University of Michigan, Krieger Publishing Company, 1982. 857 p.
18. **Prikhod'ko V.M., Petrova L.G., Chudina O.V.** Metal-physical bases of hardening technologies development. — *M.: Mashinostroenie* (Machine-building), 2003. 381 p. (in Russian).
19. **Nadgorny E.M.** Dislocation Dynamics and Mechanical Properties of Crystals. — Oxford Press, 1988. 530 p.

AUTHORS

Polekhina N.A. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; nadejda89tsk@yandex.ru

Almaeva K.V. National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; kseni_ya_almaeva@mail.ru

Litovchenko I.Yu. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; litovchenko@spti.tsu.ru

Tyumentsev A.N. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; tyuments@phys.tsu.ru

Pinzhin Yu.P. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; pinzhin@phys.tsu.ru

Chernov V.M. Public JSC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia; National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Kashirskoye shosse 31, 115409 Moscow, Russia; VMChernov@bochvar.ru

Leontyeva-Smirnova M.V. Public JSC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia; National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Kashirskoye shosse 31, 115409 Moscow, Russia; Smirnova@bochvar.ru

Received 30 August 2019

Revised 27 September 2019

Accepted 30 September 2019

Problems of Atomic Science and Technology

Ser. Thermonuclear Fusion, 2019, vol. 42, issue 4, pp. 31—38