УДК 546.881 + 620.18

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181, ЧС-139 И ЭП-823 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТ –196 ДО 720 °С

Н.А. Полехина^{1, 2}, И.Ю. Литовченко^{1, 2}, К.В. Алмаева², 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 СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

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

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

Исследованы особенности микроструктуры, кратковременных механических свойств, пластической деформации и разрушения жаропрочных ферритно-мартенситных 12%-ных хромистых сталей ЭК-181 (малоактивируемая), ЧС-139 и ЭП-823 в интервале температуры от –196 до 720 °С. Микроструктуры, кривые температурных зависимостей пределов текучести, величин относительного удлинения и особенности разрушения сталей качественно подобны. Количественные характеристики механических свойств определяются элементными составами и структурно-фазовыми состояниями сталей. Эти характеристики для стали ЭК-181 лучше соответствующих характеристик для сталей ЧС-139 и ЭП-823. В интервале температуры от –196 до 720 °С закономерности изменения пластичности и характера разрушения сталей связаны с особенностями температурной зависимости предела текучести. В области положительных (до ≈450 °С) температур эти особенности определяются слабой температурной зависимостью величины дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами карбонитрида ванадия, в интервале отрицательных температур — сильной температурной зависимостью термоактивируемой подвижности дислокаций в кристаллическом рельефе (барьер Пайерлса, твёрдый раствор примесей). Минимумы на кривых температурных зависимостей относительного удлинения до разрушения в области температуры 400—500 °С обусловлены эффектами динамического деформационного старения сталей.

Ключевые слова: ферритно-мартенситные стали, малоактивируемая сталь, микроструктура, температурная зависимость механических свойств, фрактография, жаропрочность, вязко-хрупкий переход.

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

N.A. Polekhina^{1, 2}, I.Yu. Litovchenko^{1, 2}, K.V. Almaeva², 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 features of the microstructure, short-term mechanical properties, plastic deformation and fracture of the heat resistant ferritic-martensitic 12% chromium steels EK-181 (low activated), ChS-139 and EP-823 in the temperature range from –196 to 720 °C have been investigated. The microstructures, curves of the temperature dependences of the yield stresses, the relative elongation magnitudes and the fracture features of the steels are qualitatively similar. The quantitative characteristics of mechanical properties are determined by elemental compositions and structural-phase states of steels. These characteristics for steel EK-181 are better than the corresponding characteristics for steels ChS-139 and EP-823. In the temperature range from –196 °C to 720 °C the change in plasticity regularities and the mode of steels fracture are related to the features of the temperature dependence of the yield stress. In the region of positive (up to ≈450 °C) temperatures these features are determined by the temperature dependence of the dispersion hardening value by nanoscale vanadium carbonitride particles; in the negative temperature range they are determined by a strong temperature dependence of thermally activated mobility of dislocations in the crystalline relief (the Peierls barrier, solid solution of impurity). The minima on the curves of the temperature dependences of the relative elongation before the fracture in the temperature range 400—500 °C are caused by dynamic strain aging effects of steels.

Key words: ferritic-martensitic steels, low activated steel, microstructure, temperature dependence of mechanical properties, fractography, heat resistance, ductile-to-brittle transition.

DOI: 10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47

ВВЕДЕНИЕ

Создание ядерной и термоядерной энергетики в условиях необходимости повышения эффективности и безопасности инновационных реакторов (деления, термоядерных, гибридных), реализации полного замкну-

того ядерного топливного цикла, минимизации радиоактивных отходов и их радиационно-эквивалентного захоронения за относительно короткий (в историческом масштабе) период времени после облучения выдвигает новые требования к конструкционным материалам (КМ). Новые КМ должны обеспечивать эффективную работу реакторов в штатных и нештатных условиях эксплуатации и не должны уступать имеющимся КМ (сильно активируемым, с длительным временем спада радиоактивности и ядерного энерговыделения после облучения) по своим функциональным свойствам и обеспечивать существенные дополнительные возможности улучшения эффективности и безопасности реакторов, существенного уменьшения влияния на окружающую среду облучённых материалов и радиоактивных отходов (РАО).

Такие условия требуют новых КМ, обеспечивающих расширение температурных, радиационных и дозовых пределов их применения и минимизацию времени после реакторного охлаждения для последующей переработки (рециклирования) и захоронения РАО. Таким требованиям реально могут удовлетворять только малоактивируемые (с быстрым спадом активности) КМ. В России создана перспективная малоактивируемая (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситная 12%-ная хромистая сталь ЭК-181 (RUSFER-EK181: Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) для применения в ядерных и термоядерных реакторах [1—4]. Стали этого малоактивированного (с быстрым спадом активности) типа должны заменить их сильно активируемые современные аналоги — жаропрочные ферритно-мартенситные 12%-ные хромистые стали типа ЧС-139 (Fe—12Cr—Ni—Mo—W—Nb—V—B) и ЭП-823 (Fe—12Cr—Mo—W—Si—V—W—Nb). Ферритно-мартенситные 12%-ные хромистые стали выбраны основными российскими конструкционными сталями для ядерных (быстрых) и термоядерных реакторов, исходя из реального длительного опыта их применения в быстрых реакторах. Выбор зарубежных (8—9)%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей определён ориентацией их применения в термоядерных реакторах [5—9]. По всем функциональным свойствам, включая коррозионные, 12%-ные хромистые стали превосходят (8—9)%-ные хромистые стали.

Для выявления перспективности и эффективности применения стали ЭК-181 представляет интерес сравнение её структуры и свойств с аналогичными структурами и свойствами традиционных (сильно активируемых) сталей ЧС-139 и ЭП-823.

В настоящей работе проведено комплексное сравнительное исследование сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 с целью определения особенностей их микроструктуры методами просвечивающей электронной микроскопии и закономерностей изменения их кратковременных прочностных и пластических свойств и разрушения методом активного растяжения в интервале температуры от -196 до 720 °C. Выбор такого широкого интервала температуры для исследований определяется ещё недостаточностью таких исследований при такой температуре и их актуальностью при низкой температуре, где проявляется эффект хладноломкости сталей этого класса, существенно ограничивающий нижнюю температуру их применения.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Элементный состав исследуемых сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 (все промышленно изготовленные в соответствии с сертификатами и техническими условиями) представлен в таблице. Образцы сталей были обработаны по традиционному режиму термообработки (ТТО) ферритно-мартенситных хромистых сталей, включающему в себя закалку от $T = 1100$ °C (выдержка 1 ч) в воду и отпуск при $T = 720$ °C (выдержка 3 ч) [1, 4].

Элементный состав сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 (вес. %, основа Fe)

Марка	C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	N	Si	Ta	Ce	Ti	B	Zr	Al
ЭК-181	0,15	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	—
ЧС-139	0,21	11,85	0,57	0,51	0,30	0,31	1,26	0,73	0,085	0,29	0,07	0,10	0,01	0,006	0,01	—
ЭП-823	0,15	10,5	0,62	0,66	0,27	0,27	0,63	0,54	0,041	1,06	—	0,10	0,006	0,006	—	0,03

Структурные исследования проводили с использованием электронных микроскопов Philips CM30 и Philips CM12 при ускоряющих напряжениях 300 и 120 кВ соответственно. Фольгу для просвечивающей электронной микроскопии готовили методом электролитической полировки в растворе хромового ангидрида CrO_3 в ортофосфорной кислоте H_3PO_4 .

Механические испытания осуществляли методом активного растяжения в интервале температуры от -196 до 720 °С со скоростью деформации $\approx 2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине типа «Поляни», оснащённой высокотемпературной и низкотемпературной камерами. При исследовании в области отрицательной температуры образцы деформировали в смеси жидкого азота и этилового спирта, в области положительной температуры — 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. При каждой температуре было испытано по два образца. Разброс значений предела текучести составлял ≈ 5 — 20 МПа, величина относительного удлинения $\approx 0,5$ — 2% . Следует отметить, что выбор геометрии размера образцов (малого) для исследований определён необходимостью соответствия таких исследований (дореакторных) послереакторным исследованиям свойств облучённых образцов (технологии малых образцов [4—9]).

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

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Особенности микроструктуры. Электронно-микроскопические исследования показали, что микроструктура сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 (рис. 1, 2) качественно подобна. Их структурно-фазовое состояние представлено ламелями отпущенного мартенсита субмикронного масштаба и ферритными зёрнами размером до нескольких микрометров [10]. Объёмная доля остаточного аустенита не превышает 5%.

В ферритно-мартенситной структуре сталей обнаружены следующие карбидные фазы [10]:

— относительно крупные (сотни нанометров, рис. 1, а, в, г, рис 2, а, г) частицы $M_{23}C_6$, располагающиеся как на границах зёрен, так и внутри мартенситных пластин и реек;

Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сталей ЭК-181 (а, б) и ЧС-139 (в, г) (стрелками указаны карбиды $M_{23}C_6$): а, в — светлопольные изображения; б, г — темнопольные изображения

Рис. 2. Микроструктура стали ЭП-823: *а, в* — светлопольные изображения (стрелками указаны частицы $M_{23}C_6$); *б* — темнопольное изображение в совмещённом рефлексе матрицы и фазы $V(C, N)$; *с* — темнопольное изображение в рефлексе карбидов $M_{23}C_6$

— наноразмерные (диаметр ≤ 15 нм, см. рис. 1, *б, 2, в*) частицы типа MX ($M—V, Nb$ и др., $X—C, N$), закрепляющие дислокационную структуру сталей.

Количественные отличия между сталями заключаются в увеличении (от 500 до 800 нм) ширины мартенситных ламелей и объёмной доли феррита в стали ЭП-823 по сравнению со сталями ЭК-181 и ЧС-139. Также наблюдаются различия в карбидной подсистеме сталей. Благодаря более высокому содержанию углерода размер, плотность и объёмная доля грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ ($M—Cr, Mn, W$) в стали ЧС-139 в 1,5—2 раза превышают таковые в сталях ЭК-181 и ЭП-823.

Температурная зависимость механических свойств. На рис. 3, *а* представлены кривые темпера-

Рис. 3. Температурная зависимость кратковременных механических свойств сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в интервале от -196 до 720 °C: *а* — предел текучести ($\sigma_{0.1}$); *б* — относительное удлинение до разрушения (δ); ■ — ЭК-181; ● — ЧС-139; ▲ — ЭП-823

турной зависимости предела текучести при растяжении сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в интервале от -196 до 720 °С. На рис. 3, а видно, что вид этих кривых для всех исследуемых сталей качественно аналогичен и на них можно выделить четыре характерных температурных интервала:

- интервал от -50 до 450 °С, в котором относительно слабая зависимость предела текучести от температуры близка к линейной и может быть охарактеризована величиной $|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 0,2—0,4$ МПа/град;

- переходная область от -50 до -80 °С, в которой наблюдается изменение наклона кривых $\sigma_{0,1} - T$ и разброс значений предела текучести;

- низкотемпературная область от -196 до -80 °С, температурные зависимости пределов текучести в которой ($|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 2—3,5$ МПа/град) увеличиваются по сравнению с интервалом 1 примерно на порядок;

- температурный интервал выше 450 °С с значительно более интенсивным по сравнению с интервалом 1, примерно линейным ($|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 1,2—1,4$ МПа/град) снижением предела текучести в процессе повышения температуры деформации.

Проведённый в [11] анализ закономерностей упрочнения стали ЭК-181 после ТТО показал, что основными механизмами её упрочнения являются:

- твёрдорастворное упрочнение хромом и примесями внедрения (С, О, N);
- упрочнение за счёт высокой плотности дислокаций;
- субструктурное упрочнение границами реек мартенсита с высокоугловыми и малоугловыми разориентировками;

- дисперсионное упрочнение наноразмерными частицами кубического карбонитрида ванадия V(C, N) при огибании этих частиц дислокациями по механизму Орована. Свидетельством такого механизма (огибания) является наблюдаемая экспериментально (ступенчатый режим термообработки [12]) характерная для этого механизма обратная зависимость напряжения пластического течения от размеров частиц второй фазы [13]. Благодаря реализации этого механизма дисперсионное упрочнение наноразмерными частицами V(C, N) является одним из наиболее эффективных механизмов повышения прочности исследуемой стали. Несмотря на относительно невысокое объёмное содержание этих частиц (менее 1,5%), их вклад в упрочнение может быть сравнимым с максимальными величинами субструктурного упрочнения [11].

Исходя из изложенного, следует, что в интервале температуры от -50 до 450 °С характеристики прочности, их высокие значения и относительно слабая ($|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 0,2—0,4$ МПа/град) температурная зависимость определяются высокой эффективностью дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами фазы V(C, N) (см. рис. 1, б, 2, б). Характер температурной зависимости предела текучести определяется в этом интервале температурной зависимостью модуля Юнга [14].

Значительно более интенсивное ($|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 1,2—1,4$ МПа/град) снижение прочности в процессе повышения температуры деформации выше 450 °С связано со снижением напряжения Орована вследствие термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц скользящими дислокациями [11]. Тем не менее достаточно высокий ($\sigma_{0,1} \geq 300$ МПа) уровень кратковременной прочности в исследуемых сталях сохраняется вплоть до $T \approx 650$ °С. Как видно на рис. 3, б, указанное снижение прочности сопровождается значительным повышением пластичности. Величины относительного удлинения сталей увеличиваются при этом от $\approx 5—6$ до $\approx 10—14\%$.

Наиболее сильная ($|\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T| \approx 2—3,5$ МПа/град) температурная зависимость характеристик прочности, обнаруженная в области температуры от -196 до -80 °С, связывается обычно [14—16] с сильной зависимостью от температуры напряжения движения дислокаций в кристаллическом рельефе ОЦК-решётки (напряжение Пайерлса, твёрдые растворы примесей внедрения). Заметим, что такая зависимость характерна не только для чистых металлов и их твёрдых растворов, но и для материала с совместным субструктурным и очень эффективным дисперсионным упрочнением наноразмерными частицами неметаллической фазы.

В промежуточной (от -50 до -80 °С) области температуры величина относительного удлинения до разрушения снижается по сравнению с комнатной температурой примерно в 1,5 раза (см. рис. 3, б), однако полной потери пластичности материала в этом интервале не наблюдается.

В интервале от 20 до ≈ 350 —500 °С обнаружена немонотонная зависимость величин относительного удлинения до разрушения сталей от температуры с минимумами пластичности при $T \approx 400$ °С для стали ЭК-181, $T \approx 500$ °С для стали ЧС-139 и $T \approx 450$ °С для стали ЭП-823. Такое поведение характерно для мало- и среднеуглеродистых сталей и представляет собой так называемый эффект синеломкости — снижение пластичности при одновременном повышении предела текучести стали, обычно наблюдаемое в интервале температуры деформации от 200 до 300 °С [16—18]. Считается [16—18], что появление такого эффекта связано с явлением динамического деформационного старения. Этим явлением можно объяснить и немонотонный характер изменения пластичности, наблюдаемый в настоящей работе.

На экспериментальных кривых температурной зависимости предела текучести сталей в обсуждаемой области каких-либо особенностей не обнаружено. Однако нормирование предела текучести, к примеру, стали ЭК-181 на модуль Юнга [14] показывает (рис. 4, а), что в указанном интервале температуры на кривой температурной зависимости $\sigma_{0,1}/E$ действительно появляется максимум.

Рис. 4. Температурная зависимость нормированного на модуль упругости (E) предела текучести ($\sigma_{0,1}$) стали ЭК-181 (а); кривая «напряжение—деформация» (σ — ϵ) стали ЭП-823 при $T = 400$ °С (б)

На деформационных кривых стали ЭП-823 при температуре 350 и 400 °С обнаружено появление так называемой пилообразной деформации (рис. 4, б), обусловленной прерывистым протеканием пластической деформации. Согласно [16—18] процессы, приводящие к появлению зубчатости на диаграммах растяжения, связаны с развитием динамического деформационного старения стали и периодическими кратковременными остановками фронта распространения полос Чернова—Людерса. При этом температура максимального развития динамического деформационного старения на температурных кривых зависимости прочностных и пластических свойств примерно на 50—70 °С выше температуры максимальной зубчатости на диаграммах растяжения. Это говорит о том, что динамическое деформационное старение продолжает развиваться некоторое время и после перехода деформации от прерывистой к монотонной [16]. На диаграммах растяжения сталей ЭК-181 и ЧС-139 при выбранных режимах испытаний подобные эффекты не наблюдаются.

В [19] установлено, что температурные интервалы ($\alpha \rightarrow \gamma$)- и ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращений сталей ЭК-181 и ЧС-139 близки, их микроструктура после традиционной термической обработки качественно подобна. Как показано в настоящей работе, аналогичен и характер температурной зависимости прочностных и пластических свойств сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в исследуемом интервале температуры. При этом значения предела текучести стали ЭК-181 сравнимы, а при некоторых температурах превышают таковые для традиционных (сильно активируемых) сталей ЧС-139 и ЭП-823.

Особенности разрушения. Однотипность особенностей микроструктуры и характера температурных зависимостей пределов текучести и величин относительного удлинения до разрушения сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в интервале температуры деформации от -196 до 720 °С сопровождается, как

показали сравнительные исследования фрактографии поверхностей разрушения сталей (рис. 5, 6), качественно аналогичным характером их разрушения.

Рис. 5. Фрактограммы образцов сталей ЭК-181 (*а, г, ж*), ЧС-139 (*б, д, з*) и ЭП-823 (*в, е, и*) после деформации в интервале температуры от 20 до -80°C : *а, б, в* — 20°C ; *г, д, е* — -50°C ; *ж, з, и* — -80°C

Рис. 6. Характер разрушения сталей ЭК-181 (*а, в*) и ЧС-139 (*б, г*) при $T = 500^{\circ}\text{C}$ (*а, б*) и $T = 650^{\circ}\text{C}$ (*в, г*)

Исследование влияния температуры на особенности разрушения в интервале отрицательной температуры показало, что на макроскопическом уровне при температуре от -95 до 20 °C оно характеризуется значительной макролокализацией деформации, сопровождаемой формированием шейки, развитым рельефом поверхности разрушения. При $T = -196$ °C образования шейки не обнаружено. При этой температуре при значительном росте предела текучести величина относительного удлинения до разрушения снижается до $\delta \approx 2\%$ (см. рис. 3).

Во всём интервале положительной температуры $T = 20\text{—}720$ °C разрушение происходит с образованием шейки. С ростом температуры величина относительного сужения в шейке изменяется немонотонно. При $T = 450$ °C наблюдается минимум этой величины, а повышение температуры до 720 °C приводит к её почти двукратному по сравнению с комнатной температурой увеличению.

Более детальное (на микроскопическом уровне) исследование поверхности разрушения показало, что особенностью фрактограмм после деформации при низкой (менее 20 °C) температуре (см. рис. 5) является переход в процессе снижения температуры от вязкого ямочного излома к хрупкому разрушению сколом. Подчеркнём, что в максимальной степени этот переход проявляется в окрестности хрупко-вязкого перехода. В интервале температуры от 20 до -50 °C (см. рис. 5, *a—e*) наблюдается преимущественно вязкий ямочный излом с элементами скола. Хрупкий характер разрушения с многочисленными фасетками скола и значительным снижением доли вязкого ямочного излома обнаруживается уже при температуре деформации $T \approx -80$ °C (см. рис. 5, *ж—и*). При $T = -196$ °C элементы вязкого излома не обнаружены. В диапазоне положительной температуры в интервале слабой температурной зависимости предела текучести (от 20 до 350 °C) наблюдается преимущественно ямочный (чашечный) излом с различной долей разрушения сколом (см. рис. 6). При комнатной температуре эта доля в различных участках поверхности разрушения может достигать $10\text{—}20\%$ (см. рис. 5, *a—e*). В процессе повышения температуры деформации она постепенно уменьшается и при $T \approx 400\text{—}500$ °C разрушения сколов не обнаружено (см. рис. 6, *a, б*).

В температурном интервале выше ≈ 500 °C в условиях значительного снижения характеристик прочности и повышения пластичности изменение характера разрушения заключается в увеличении размера чашек вязкого разрушения. При $T \leq 500$ °C размеры подавляющего большинства таких чашек не превышают $1\text{—}2$ мкм (см. рис. 6, *a, б*). В достаточно узком интервале температуры от 500 до 650 °C эти размеры увеличиваются на порядок, достигая значений около 10 мкм и более. Отметим, что в сталях ЧС-139 и ЭП-823 количество таких чашек (размером ≥ 10 мкм) значительно меньше по сравнению со сталью ЭК-181 (см. рис. 6, *в, г*). В основном, диаметр чашек вязкого разрушения в них не превышает ≈ 3 мкм. Указанная особенность отчётливо иллюстрируется различиями в величине относительного удлинения до разрушения сталей (см. рис. 3, *б*). При температуре растяжения 650 и 720 °C сталь ЭК-181 имеет заметно более высокую (на $4\text{—}8\%$) пластичность, чем в сталях ЧС-139 и ЭП-823.

Как следует из изложенного, в температурном интервале температуры от -196 до 720 °C закономерности изменения пластичности и характера разрушения исследуемых сталей тесно связаны с особенностями температурной зависимости предела текучести. При этом выделяются два характерных температурных интервала:

— интервал от ≈ -50 до -80 °C, где следствием значительного увеличения прочности является переход от вязкого ямочного излома с следами разрушения сколом к преимущественно хрупкому разрушению с значительным снижением пластичности. В этом температурном интервале находится вязко-хрупкий переход, определяемый из ударных испытаний стали ЭК-181 [14];

— интервал от ≈ 450 до 720 °C, в котором повышение пластичности с значительным (почти на порядок) увеличением размеров чашек вязкого разрушения обеспечивается уменьшением прочности в результате снижения величины дисперсионного упрочнения наночастицами неметаллической фазы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено сравнительное электронно-микроскопическое исследование микроструктуры и прочности, пластичности и разрушения в процессе активного растяжения в интервале температуры от -196 до 720 °C жаропрочных ферритно-мартенситных 12%-ных хромистых сталей ЭК-181 (с быстрым спадом активности), ЧС-139 и ЭП-823. Все стали промышленно изготовлены в соответствии с их сертификатами и техническими условиями. Образцы для исследований обрабатывались по традиционной термической технологии, включающей закалку от 1100 °C (выдержка 1 ч) и отпуск при 720 °C (выдержка 3 ч).

Микроструктуры исследуемых сталей качественно подобны и представлены ламелями отпущенного мартенсита субмикронного масштаба, ферритными зёрнами размером до нескольких микрометров, выделениями грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ и наноразмерными частицами карбонитрида ванадия $V(C, N)$.

Механические свойства стали ЭК-181 сравнимы (а при некоторых температурах превышают) с соответствующими свойствами традиционных (сильно активируемых) сталей ЧС-139 и ЭП-823.

На кривых температурных зависимостей пределов текучести всех исследованных сталей обнаружено несколько характерных температурных интервалов, которые определяют закономерности изменения их пластичности и характера разрушения:

— от -196 до -80 °C — интервал хрупкого разрушения, где сильная температурная зависимость предела текучести является следствием термоактивируемого движения дислокаций в кристаллическом рельефе (барьеры Пайерлса, твёрдорастворное упрочнение);

— от -80 до -50 °C — интервал хрупко-вязкого перехода, в котором результатом снижения прочности при повышении температуры деформации является переход от преимущественно хрупкого разрушения к вязкому ямочному излому с следами разрушения сколом с значительным повышением пластичности. Важной особенностью этого достаточно узкого интервала является значительное (примерно на порядок) снижение температурной зависимости предела текучести всех исследуемых сталей;

— интервал от -50 до 450 °C, в котором характеристики прочности слабо зависят от температуры. В этом интервале характер температурной зависимости предела текучести определяется температурной зависимостью упругих модулей. Предполагается, что сохранение практически неизменного уровня прочностных свойств обусловлено высокой эффективностью вплоть до $T \approx 450$ °C дисперсионного упрочнения сталей стабильными наноразмерными частицами карбонитрида ванадия;

— от 450 до 720 °C — интервал значительного снижения прочности с ростом температуры, обусловленного снижением эффективности дисперсионного упрочнения в условиях активизации термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц карбонитрида ванадия скользящими дислокациями.

Исследование микроструктуры сталей проведено в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг., направление III.23. Исследование температурной зависимости механических свойств и особенностей разрушения сталей выполнено при поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых учёных и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016—2018 гг.).

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. Solonin M.I., Ioltukhovskiy A.G., Leont'eva-Smirnova M.V., Bibilashvili Yu.K., Golovanov V.N., Kondrat'ev V.P., Chernov V.M., Shamardin V.K. Low activated heat-resistant radiation steel. Patent for invention, 2003, RU № 2211878 (in Russian).
3. Vatulin A.V., Ioltukhovskiy A.G., Leont'eva-Smirnova M.V., Kapyshov V.K., Kovalenko V.G., Strebkov Yu.S., Chernov V.M. Breeding element for fusion reactor. Patent for invention, 2005, RU № 2267173 (in Russian).
4. Leont'eva-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).
5. Lindau R., Moslang A., Schirra M. Thermal and mechanical behaviour of the reduced-activation ferritic-martensitic steel EUROFER. — Fusion Engineering and Design, 2002, vol. 61—62, pp. 659—664.
6. Nishitania T., Yamanishia T., Tanigawaa H., Nozawaa T., Nakamichia M., Hoshinoa T., Kohyamab A., Kimurac A., Hinokic T., Shikama T. Japanese contribution to the DEMO-R&D program under the broader approach activities. — Fusion Engineering and Design, 2011, vol. 86, pp. 2924—2927.
7. Li Y., Huang Q., Wu Y., Nagasaka T., Muroga T. Mechanical properties and microstructures of China low activation martensitic steel compared with JLF-1. — J. Nucl. Mater., 2007, vol. 367—370, pp. 117—121.
8. Tan L., Sneed L.L., Katoh Y. Development of new generation reduced activation ferritic-martensitic steels for advanced fusion reactors. — J. Nucl. Mater., 2016, vol. 478, pp. 42—49.
9. Albert S.K., Laha K., Dhaduri A.K., Jayakumar T., Rajendrakumar E. Development of IN-RAFM steel and fabrication technologies for India TBM. — Fusion Engineering and Design, 2016, vol. 109—111, pp. 1422—1431.
10. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Chernov V.M., Leont'eva-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).
11. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V.** Strengthening mechanisms of heat-resistant 12% Cr ferritic-martensitic steels after different modes of heat treatment. — In: AIP Conf. Proc., 2016, vol. 1783, pp. 020186-1—020186-4.
 12. **Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V.** The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of heat-resistant ferritic-martensitic steel EK-181. — J. Nucl. Mater., 2014, vol. 455, pp. 665—668.
 13. **Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Sukhovarov V.F.** Dispersed hardening of refractory metals. — Novosibirsk: Nauka (Science), SB, 1989. 211 p. (in Russian).
 14. **Chernov V.M., Kardashev B.K., Moroz K.A.** Low-temperature embrittlement and destruction of metals with different crystal lattice — dislocation mechanisms. — ZhTF (JTPH), 2016, vol. 86, issue 7, pp. 57—64 (in Russian).
 15. **Trefilov V.I.** Life and activities. Memories. Selected proceedings in 2 vol. Vol. 1. Ed. by Skorokhod V.V., Mil'man Yu.V., Firstov S.A., Shpak A.P., Kartuzov V.V., Trefilova L.N., Ivashchenko R.K., Sarzhan G.F., Ryabko P.V., Grishchishina L.N. — Kiev: Akademperiodika, 2005. 833 p. (in Russian).
 16. **Gol'dshteyn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M.** Physics of metals of high-strength alloys. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1986. 312 p. (in Russian).
 17. **Babich V.K., Gul' Yu.P., Dolzhenkov I.E.** Deformation aging of steel. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1972. 320 p. (in Russian).
 18. **Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A.** Mechanical properties of metals. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1979. 495 p. (in Russian).
 19. **Chernov V.M., Leont'eva-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).

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

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

Almaeva K.V. National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; kseniya_almaeva@mail.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; MVLeonteva-Smirnova@bochvar.ru

Received 27 July 2018

Revised 17 September 2018

Accepted 27 September 2018

Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2018, vol. 41, issue 4, pp. 38—47