УДК 669.018.25

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТ –196 ДО 720 ºС

Н.А. Полехина[1, 2], И.Ю. Литовченко[1, 2], А.Н. Тюменцев[1, 2], С.А. Аккузин[2], В.М. Чернов[3, 4], М.В. Леонтьева-Смирнова[3, 4]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*АО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия*
[4]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*

Исследованы особенности микроструктуры, структурно-фазовых превращений и закономерностей изменения кратковременных механических свойств малоактивируемой ферритно-мартенситной 12%-ной хромистой стали ЭК-181 совместно с особенностями её пластической деформации и разрушения при активном растяжении в интервале температуры от –196 до 720 ºС. Высокая эффективность дисперсного упрочнения наноразмерными частицами V(C, N) обеспечивает слабую температурную зависимость прочностных свойств стали в интервале от 20 до 450 ºС. Значительное усиление температурной зависимости предела текучести стали наблюдается в интервале низкотемпературного охрупчивания (ниже T ~ 20 ºС). В интервале температуры от –196 до 720 ºС закономерности изменения пластичности и характера разрушения стали тесно связаны с особенностями температурной зависимости пределов текучести и прочности. В области положительных (до ~ 450 ºС) температур эти особенности определяются слабой температурной зависимостью величины дисперсного упрочнения наноразмерными частицами карбонитрида ванадия, в интервале отрицательных температур — сильной температурной зависимостью термоактивируемой подвижности дислокаций в кристаллическом рельефе (барьер Пайерлса, твёрдый раствор примесей).

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь, малоактивируемая сталь ЭК-181, микроструктура, структурно-фазовые превращения, механические свойства, фрактография, жаропрочность, низкотемпературное охрупчивание.

TEMPERATURE DEPENDENCE OF MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE FEATURES OF LOW-ACTIVATION FERRITIC-MARTENCITIC STEEL EK-181 IN THE TEMPERATURE RANGE FROM –196 TO 720 ºC

N.A. Polekhina[1, 2], I.Yu. Litovchenko[1, 2], A.N. Tyumentsev[1, 2], S.A. Akkuzin[2], V.M. Chernov[3, 4], M.V. Leontyeva-Smirnova[3, 4]

[1]*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*
[2]*Tomsk State University, Tomsk, Russia*
[3]*SC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Moscow, Russia*
[4]*National Research Nuclear University «MIPhI», Moscow, Russia*

The features of the microstructure, structural-phase transformations and regularities of the change in the short-term mechanical properties of the low-activation 12% chromium ferritic-martensitic steel EK-181 together with the features of its plastic deformation and fracture by the active stretching method in the temperature range from –196 to 720 ºC have been investigated.The high efficiency of dispersive hardening by nanoscale particles V (C, N) provides a weak temperature dependence of the steel strength properties with increasing temperature from 20 to 450 ºC. A significant increase in the temperature dependence of the steel yield strength is observed in the ductile-to-brittle transition interval (below T ~ 20 ºC). In the temperature range from –196 to 720 ºC the change in plasticity regularities and the mode of steel fracture are closely related to the features of the temperature dependence of the yield stress und ultimate tensile strength. In the region of positive (up to ~450 ºC) temperatures these features are determined by the weak temperature dependence of the dispersion hardening value by nanoscale vanadium carbonitride particles; in the negative temperature range they are determined a strong temperature dependence of thermally activated mobility of dislocations in the crystalline relief (the Peierls barrier, solid solution of impurity).

Key words: ferritic-martensitic steel, reduced activation steel EK-181, microstructure, structural-phase transitions, mechanical properties, fractography, heat resistance, low-temperature embrittlement.

DOI: 10.21517/0202-3822-2017-40-4-92-102

ВВЕДЕНИЕ

Малоактивируемые (с быстрым спадом активности) 12%-ные хромистые ферритно-мартенситные стали являются приоритетными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных

устройств термоядерных и ядерных (быстрых) энергетических реакторов нового поколения. Для повышения энергоэффективности реакторных установок необходимо дальнейшее расширение диапазона температуры эксплуатации таких материалов за счёт повышения их высокотемпературной прочности при сохранении необходимого запаса низкотемпературной пластичности.

Для решения этих задач требуется знание особенностей микроструктуры, закономерностей структурно-фазовых превращений, пластической деформации и разрушения ферритно-мартенситных 12%-ных хромистых сталей в широком диапазоне температуры их планируемой эксплуатации, в том числе в области низкотемпературного охрупчивания (вязко-хрупкого перехода).

В России (АО «ВНИИНМ») разработана и исследована перспективная жаропрочная малоактивируемая (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 (RUSFER-EK181: Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) [1—14].

В работе [9] при исследовании ударной вязкости этой стали в ходе испытаний на сосредоточенный динамический и статический изгиб образцов при разных температурах показано, что в зависимости от типа образцов и напряжённых состояний (размеры, усталостная трещина, боковые V-надрезы) температура её вязко-хрупкого перехода принимает значения от –85 до 35 ºС.

В настоящей работе проведено комплексное исследование особенностей микроструктуры стали ЭК-181 методами просвечивающей электронной микроскопии, структурно-фазовых превращений при её нагреве и охлаждении методами дилатометрии, дифференциальной сканирующей калориметрии и рентгеноструктурного анализа in situ, а также закономерностей изменения кратковременных прочностных и пластических свойств стали методом активного растяжения совместно с особенностями её пластической деформации и разрушения в интервале температуры от –196 до 720 ºС.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследований выбрана сталь ЭК-181, элементный состав которой представлен в табл. 1.

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

Cr	Mn	Ni	Cu	W	V	Ti	Zr	Nb	Mo	Si	Ta	Ce	C	N	B
11,20	0,94	0,03	0,01	1,10	0,29	0,02	0,06	<0,01	0,01	0,37	0,17	0,05	0,14	0,044	0,004

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

Закономерности структурно-фазовых превращений при нагреве и охлаждении образцов стали в интервале от 20 до 1100 ºС исследовались методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) in situ на приборе D8 Advance с высокотемпературной камерой HTK 1200 N на Cu-K_α-излучении в среде гелия. Диапазон углов 2θ составлял от 40 до 80º, шаг съёмки Δ2θ ~ 0,02º. Скорость нагрева и охлаждения составляла 12 ºС/мин. Время съёмки при каждой температуре 7 мин.

Критические точки фазовых превращений определялись методами дилатометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборах DIL 402 C и STA 409 PC (NETSCH) соответственно. Критические точки определяли при непрерывном нагреве (от 20 до 1100 ºС) со скоростью 10 ºС/мин и охлаждении (от 1100 до 20 ºС) образцов в среде аргона.

Механические испытания проводились методом активного растяжения в интервале температуры от –96 до 720 ºС со скоростью деформации ~$2\cdot10^{-3}$ c^{-1}. При исследовании в области отрицательных температур образцы деформировались в смеси жидкого азота и этилового спирта. Образцы для испытаний имели форму двойных лопаток с размером рабочей части 13,0×2,0×1,0 мм и были обработаны по традиционному режиму термообработки (ТТО), включающему в себя закалку от T = 1100 ºС (выдержка 1 ч) в воду и отпуск при T = 720 ºС (выдержка 3 ч). Исследование морфологии поверхности проводилось методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200 3D.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Закономерности структурно-фазовых превращений. Согласно результатам электронно-микроскопического исследования [12] после ТТО сталь ЭК-181 имеет преимущественно структуру отпущенного пакетного мартенсита (рис. 1). Локально встречаются области феррита. Границы субструктурных элементов размыты, наблюдается фрагментация реек мартенсита, большое количество контуров экстинции. Ширина мартенситных пластин находится в пределах от ~0,2 до 0,5 мкм (см. рис. 1, *а*, *б*), размеры зерна феррита от ~1 до 3 мкм. Плотность дислокаций изменяется в широких пределах от $\rho \sim 10^{10}$ см$^{-2}$ в областях феррита до $\rho \sim 10^{11}$ см$^{-2}$ в мартенситной структуре (см. рис. 1).

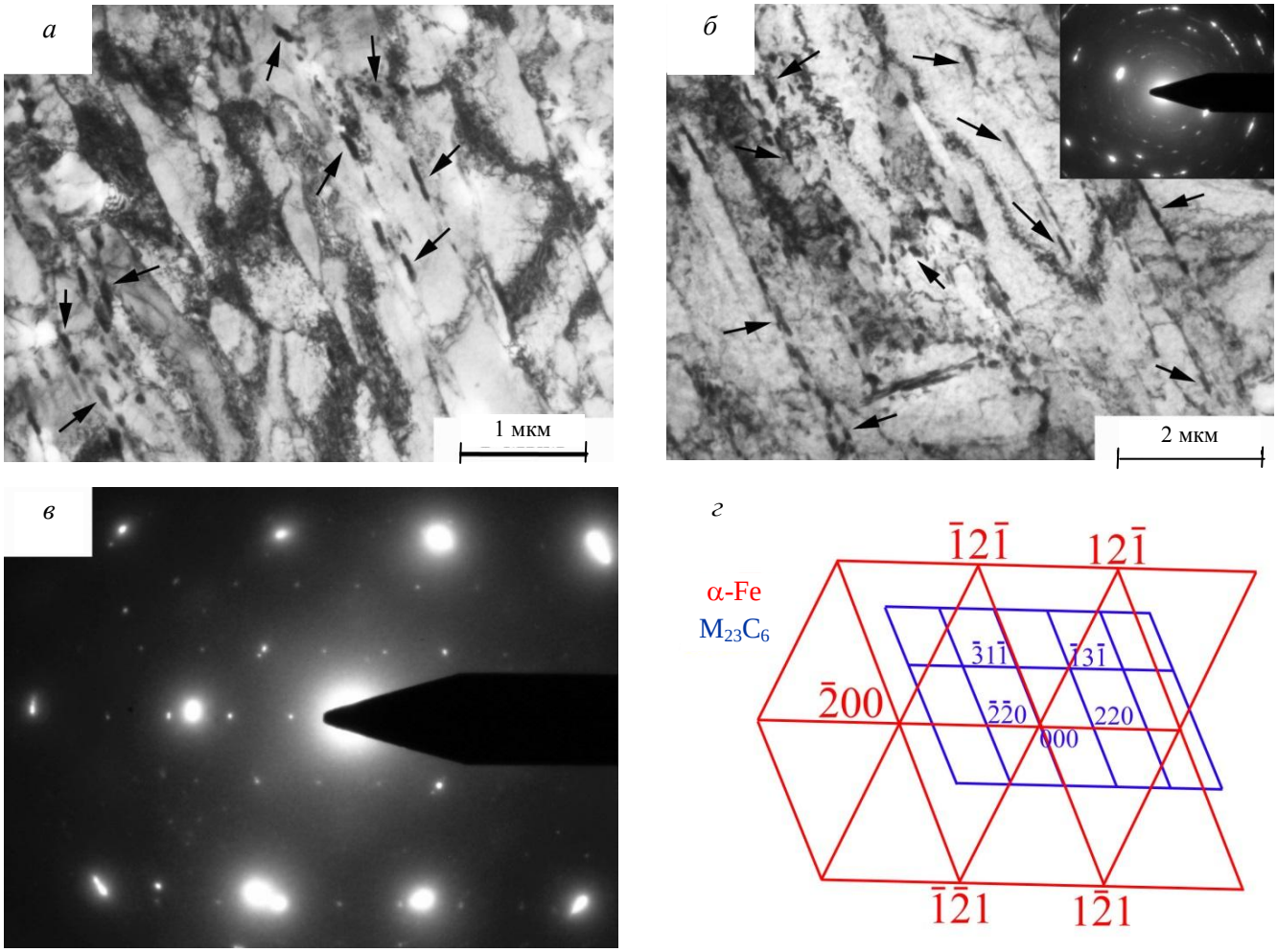

Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали ЭК-181 после ТТО (стрелками указаны карбиды $M_{23}C_6$): *а*, *б* — светлопольные изображения; *в*, *г* — картина микродифракции и её расшифровка соответственно [12]

После ТТО в стали наблюдаются два основных типа частиц второй фазы [12]:

— относительно крупные (сотни нанометров, см. рис. 1) неравноосные карбиды $M_{23}C_6$, располагающиеся как на границах зёрен, так и внутри мартенситных пластин и реек, часто со строчечным распределением внутри кристаллов мартенсита. Предполагается [12], что такое распределение связано с образованием частиц второй фазы на малоугловых границах зёрен пакетного мартенсита, растворившихся в процессе отпуска;

— частицы типа MX (M—V, Ti, Zr, Ta, X—C, N) размером ≤10 нм, закрепляющие дислокационную структуру стали. На светлопольных электронно-микроскопических изображениях такие частицы обнаруживаются по наличию специфического крапчатого контраста (см. рис. 1, *а*, *б*). При этом хорошо различимые дифракционные максимумы на электронограммах, позволяющие сформировать их отчётливые тёмнопольные изображения, удаётся получить лишь в достаточно тонких участках фольги, один из ко-

торых показан на рис. 2. Как видно на этом рисунке, плотность наночастиц весьма велика и они однородно распределены по объёму материала. Электронографический анализ их кристаллической структуры (рис. 2, *б*) показал [12], что обсуждаемые наноразмерные частицы представляют собой фазу внедрения на основе кубического карбонитрида ванадия V(C, N) с тетрагональными и моноклинными искажениями.

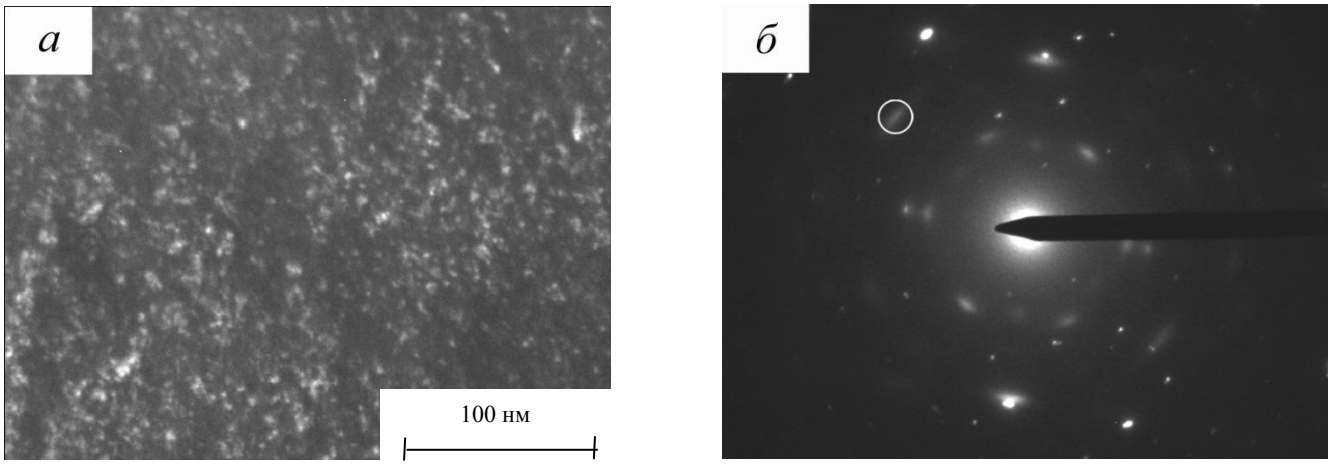

Рис. 2. Темнопольное изображение наноразмерных частиц второй фазы в рефлексе <220> (*а*) (отмечен кружком на рисунке *б*) и соответствующая картина микродифракции (*б*) после ТТО [12]. Две оси зон наночастиц типа <110>. Ось зоны матрицы [0 $\bar{1}$ 1]

Важной отличительной особенностью микроструктуры стали ЭК-181 после ТТО является также формирование внутри фрагментов мартенсита субструктуры с непрерывными разориентировками — источниками локальных внутренних напряжений. В зонах повышенной кривизны кристаллической решётки эти напряжения сравнимы с пределом текучести стали ($\sigma_{0,1}$ ~ 700—830 МПа) при комнатной температуре [12].

Методами дилатометрии, дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) in situ изучена последовательность фазовых превращений при нагреве и охлаждении стали ЭК-181 [7]. Определены её критические точки структурных (α→γ)- и (γ→α)-превращений (табл. 2), а также температура Кюри (T_c ~ 720—730 ºС) [7].

Таблица 2. **Критические точки фазовых переходов в стали ЭК-181 [7]**

Метод исследования	Нагрев			Охлаждение	
	$T_{нагрева}$, ºС	A_{c1}, ºС	A_{c3}, ºС	$M_н$, ºС	$M_к$, ºС
ДСК	1100	866—876	896—908	366—397	293—308
Дилатометрия	1100	—	910	380	305
РСА (in situ)	1100	850	950	—	—

A_{c1} и A_{c3} — температуры начала и конца (α→γ)-превращения при нагреве;
$M_н$ и $M_к$ — температуры начала и конца (γ→α)-превращения при охлаждении.

Отметим, что при медленном охлаждении (12 ºС/мин) и съёмке при каждой температуре в течение 7 мин в процессе исследования методом РСА (γ→α)-превращение протекает в температурном интервале 910—890 ºС и носит диффузионный (превращение «аустенит→α-феррит») характер. При более высокой скорости охлаждения (ДСК-исследование) происходит как диффузионное (600—570 ºС), так и мартенситное (γ→α)-превращение в температурном интервале между $M_н$ ~ 366—397 ºС и $M_к$ ≈ 293—308 ºС (см. табл. 2) [7].

Исследования условий и особенностей формирования и преобразования карбидной подсистемы стали ЭК-181 в зависимости от скорости закалки (воздух/вода) и температуры (в интервале 500—720 ºС) отпуска показали [6], что после закалки (независимо от её скорости) объёмная доля частиц неметаллических фаз ($M_{23}C_6$, V(C, N) и M_3C) незначительна. Отпуск стали при T = 500—600 ºС сопровождается формированием метастабильного карбида цементитного типа M_3C, выделение стабильных фаз ($M_{23}C_6$ и V(C, N)) наблюдается при температуре 650 ºС и выше.

Температурная зависимость механических свойств. На рис. 3 представлены температурные зависимости кратковременных механических свойств на растяжение стали ЭК-181 в интервале от –196 до 720 ºС. Как видно из кривых зависимости пределов текучести и прочности стали ЭК-181 от температуры (рис. 3, *а*), на них можно выделить три характерных температурных интервала:

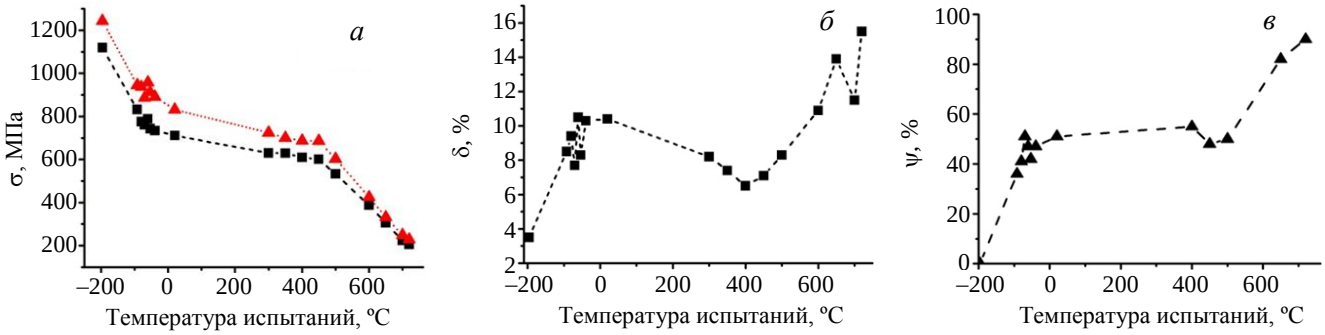

Рис. 3. Температурная зависимость кратковременных механических свойств стали ЭК-181 в интервале от T = –196 до T = 720 ºС: *а* — пределы текучести (■ — $\sigma_{0,1}$) и прочности (▲ — $\sigma_в$); *б* — относительное удлинение до разрушения (δ); *в* — относительное сужение шейки (ψ)

— интервал температуры от 20 до 450 ºС, в котором относительно слабая зависимость предела текучести от температуры близка к линейной и может быть охарактеризована величиной $\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 0,24 МПа/град;

— низкотемпературная область от –196 до –80 ºС, температурная зависимость предела текучести в которой ($\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 2,4 МПа/град) увеличивается по сравнению с предыдущим интервалом примерно на порядок;

— температурный интервал выше 450 ºС с значительно более интенсивным по сравнению с интервалом 1 ($\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 1,5 МПа/град) снижением предела текучести в процессе повышения температуры деформации.

Проведённый в работе [13] анализ механизмов упрочнения исследуемой стали после ТТО показал, что основными факторами её упрочнения являются твёрдорастворное упрочнение хромом и примесями внедрения (C, O, N), упрочнение за счёт высокой плотности дислокаций, субструктурное упрочнение границами реек мартенсита с высокоугловыми и малоугловыми разориентировками, дисперсное упрочнение наноразмерными частицами кубического карбонитрида ванадия V(C, N) по механизму огибания этих частиц дислокациями типа механизма Орована. Свидетельством такого огибания является наблюдаемая экспериментально (ступенчатый режим термообработки [11, 14]) характерная для этого механизма [15] обратная зависимость напряжения пластического течения от размеров частиц второй фазы. Благодаря реализации этого механизма дисперсное упрочнение наноразмерными частицами карбонитрида 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 [13].

Исходя из изложенного, следует, что в интервале температуры от 20 до 450 ºС характеристики прочности, их высокие значения и относительно слабая ($\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 0,24 МПа/град) температурная зависимость определяются высокой эффективностью дисперсного упрочнения наноразмерными частицами фазы V(C, N) (см. рис. 2). Характер температурной зависимости предела текучести определяется в этом интервале температурной зависимостью модуля Юнга [8].

Значительно более интенсивное ($\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 1,5 МПа/град) снижение прочности в процессе повышения температуры деформации выше 450 ºС связано со снижением напряжения Орована вследствие термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц скользящими дислокациями («переползание-скольжение»). Тем не менее достаточно высокий ($\sigma_{0,1} \geq 300$ МПа) уровень кратковременной прочности в исследуемой стали сохраняется вплоть до T ~ 650 ºС. Как видно на рис. 3, *б*, *в*, указанное снижение прочности сопровождается значительным повышением пластичности. Величина относительного удлинения увеличивается при этом от ~6 до ~15%, сужения в шейке — от ~50 до ~90%.

Наиболее сильная ($\Delta\sigma_{0,1}/\Delta T$ ~ 2,4 МПа/град) температурная зависимость характеристик прочности, обнаруженная в области температуры от –196 до –80 ºС, связывается обычно [10, 16, 17] с сильной зависимостью от температуры движения дислокаций в кристаллическом рельефе ОЦК решётки (напряжение

Пайерлса, твёрдые растворы примесей внедрения). Заметим, что наблюдаемая зависимость характерна не только для чистых металлов или их твёрдых растворов, но и для материала с совместным субструктурным и очень эффективным дисперсным упрочнением наноразмерными частицами неметаллической фазы.

В промежуточной (от 20 до –80 ºС) области температур величины относительного удлинения до разрушения и сужения в шейке снижаются примерно в 1,5 раза (рис. 3, *б*, *в*), т.е. полной потери пластичности материала в этом интервале не наблюдается. Снижение ψ до нуля при $\delta \sim 2\%$ обнаружено лишь при температуре жидкого азота.

В интервале от 20 до 400 ºС обнаружена немонотонная зависимость величины относительного удлинения до разрушения от температуры с минимумом пластичности при $T \sim 400$ ºС. 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 ºС [17—19]. Считается [17—19], что появление такого эффекта связано с явлением динамического деформационного старения.

На наш взгляд, этим явлением можно объяснить и немонотонный характер изменения пластичности, наблюдаемый в настоящей работе. Тот факт, что снижение пластичности не сопровождается при этом повышением прочности, объясняется тем, что при очень высоких эффектах дисперсного упрочнения наноразмерными частицами второй фазы температурная зависимость прочности контролируется процессами термически активируемого взаимодействия этих частиц со скользящими дислокациями.

Особенности разрушения. Исследование влияния температуры на особенности разрушения в интервале отрицательных температур показало, что на макроскопическом уровне (рис. 4, *б*, *в*) при температуре от –95 до +20 °С оно характеризуется значительной макролокализацией деформации, сопровождаемой формированием шейки, развитым рельефом поверхности разрушения и эффектами расслоения ма-

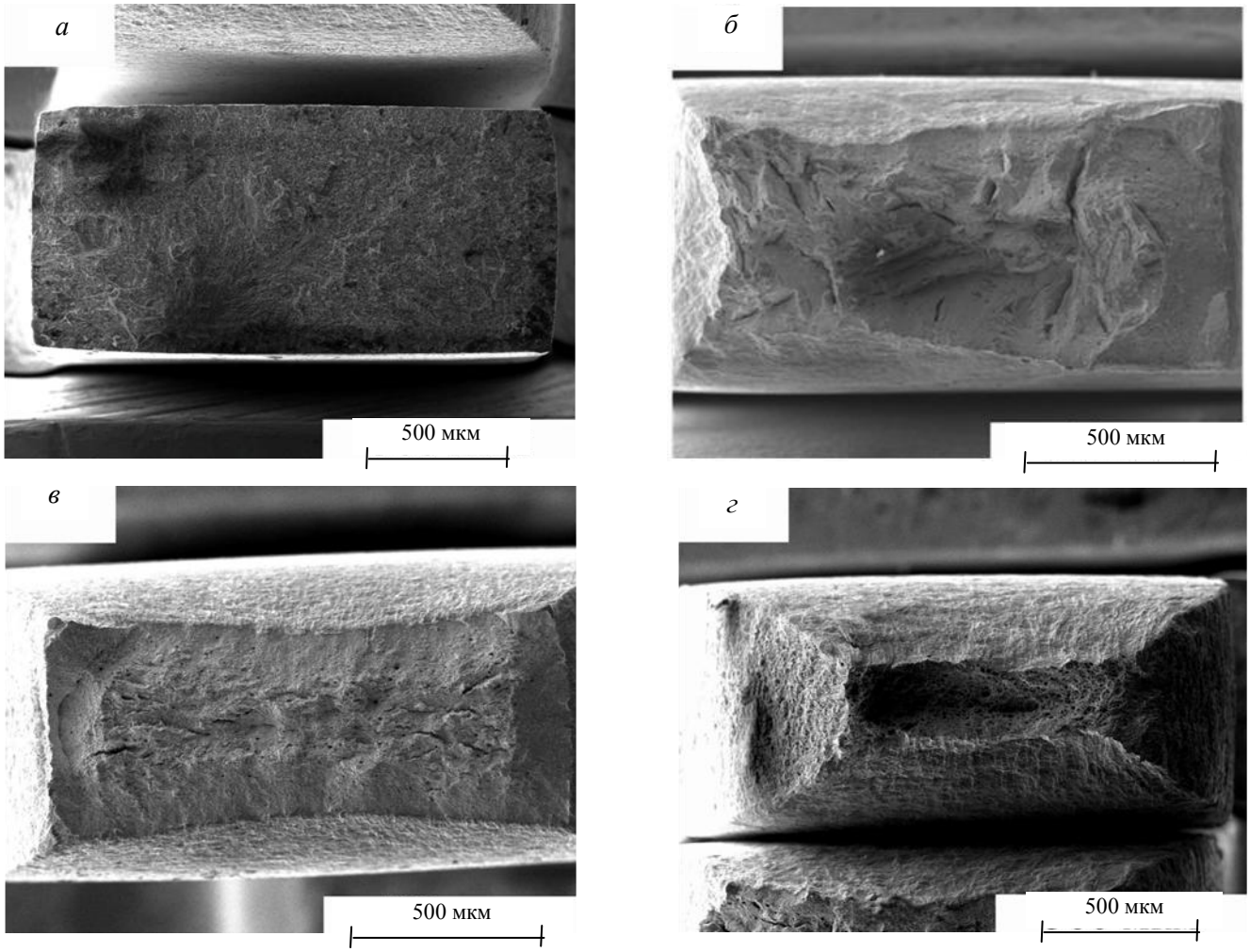

Рис. 4. Изображения излома образцов стали ЭК-181 при T = –196 ºС (*а*), –79 ºС (*б*), 20 ºС (*в*), 650 ºС (*г*)

териала в зоне разрушения. При T = –196 ºС образования шейки не обнаружено (рис. 4, *а*). При этой температуре при значительном росте предела текучести величина относительного удлинения до разрушения снижается до δ ~ 2% (см. рис. 3).

Во всём интервале положительной температуры T = 20—720 ºС разрушение происходит с образованием шейки. С ростом температуры величина относительного сужения в шейке ψ изменяется немонотонно (см. рис. 3, *в*). При T = 450 ºС наблюдается минимум этой величины, а повышение температуры до 720 ºС приводит к её почти 2-кратному по сравнению с комнатной температурой увеличению. Последнее хорошо видно при сравнении поперечных сечений образцов после разрушения при температурах 20 ºС (см. рис. 4, *в*) и 650 ºС (см. рис. 4, *г*).

Более детальное (на микроскопическом уровне) исследование поверхности разрушения показало, что особенностью фрактограмм после деформации при низких (менее 20 ºС) температурах (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 –60 ºС (см. рис. 5, *а*, *б*) 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 ~ –80 ºС (см. рис. 5, *в*). При T = –196 ºС (см. рис. 5, *г*) элементы вязкого излома не обнаружены.

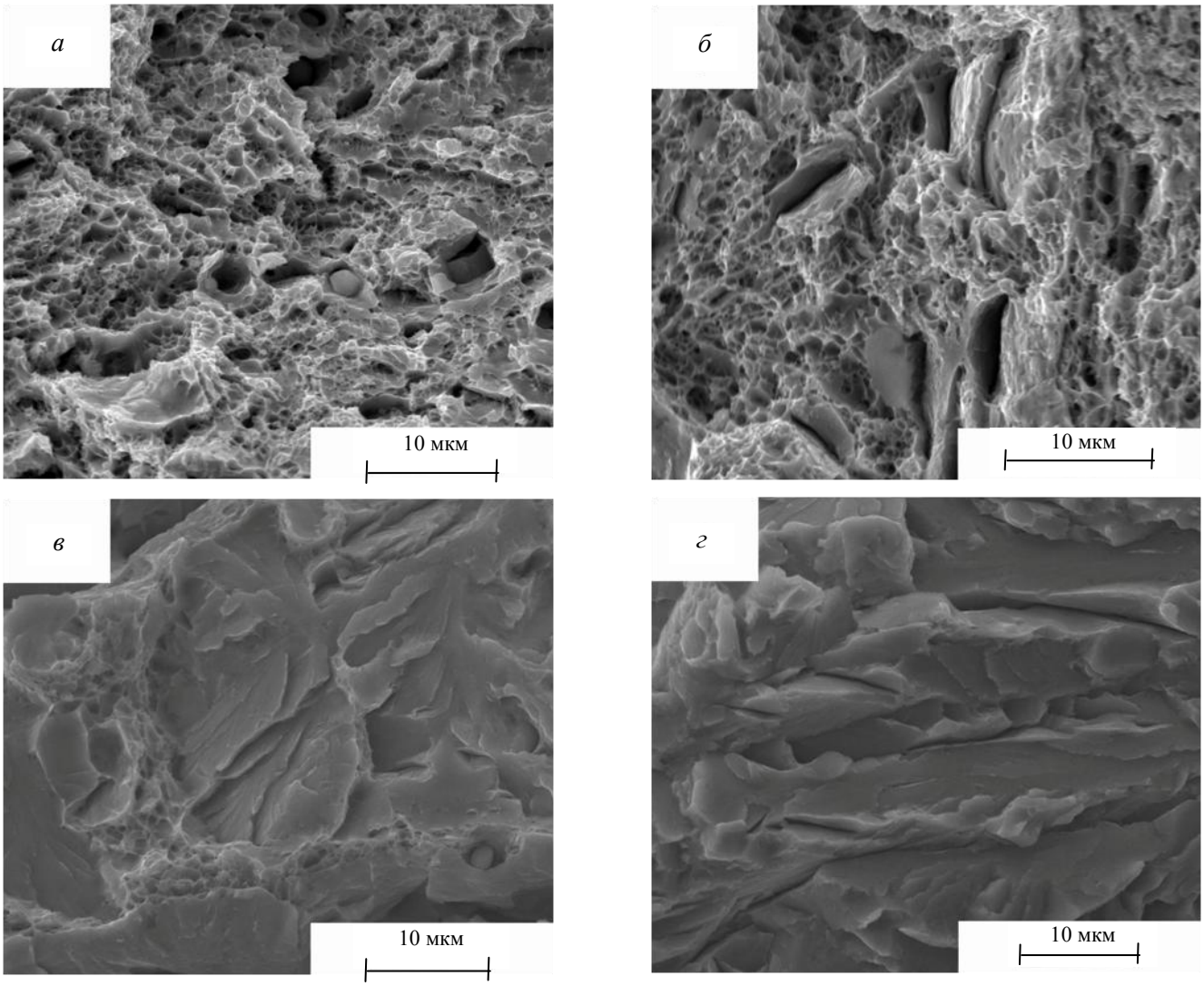

Рис. 5. Фрактограммы образцов стали ЭК-181 после деформации в интервале температуры от –196 до 20 ºС: 20 ºС (*а*), –60 ºС (*б*), –95 ºС (*в*) и –196 ºС (*г*)

В диапазоне положительных температур в интервале слабой температурной зависимости предела текучести (от 20 до 500 ºС) наблюдается преимущественно ямочный (чашечный) излом с различной долей разрушения сколом (рис. 6). При комнатной температуре эта доля в различных участках поверхности разрушения может достигать 10—20% (см. рис. 6, *а*). В процессе повышения температуры деформации она постепенно уменьшается и при $T \sim 400$—500 ºС разрушения сколом не обнаружено (см. рис. 6, *б*).

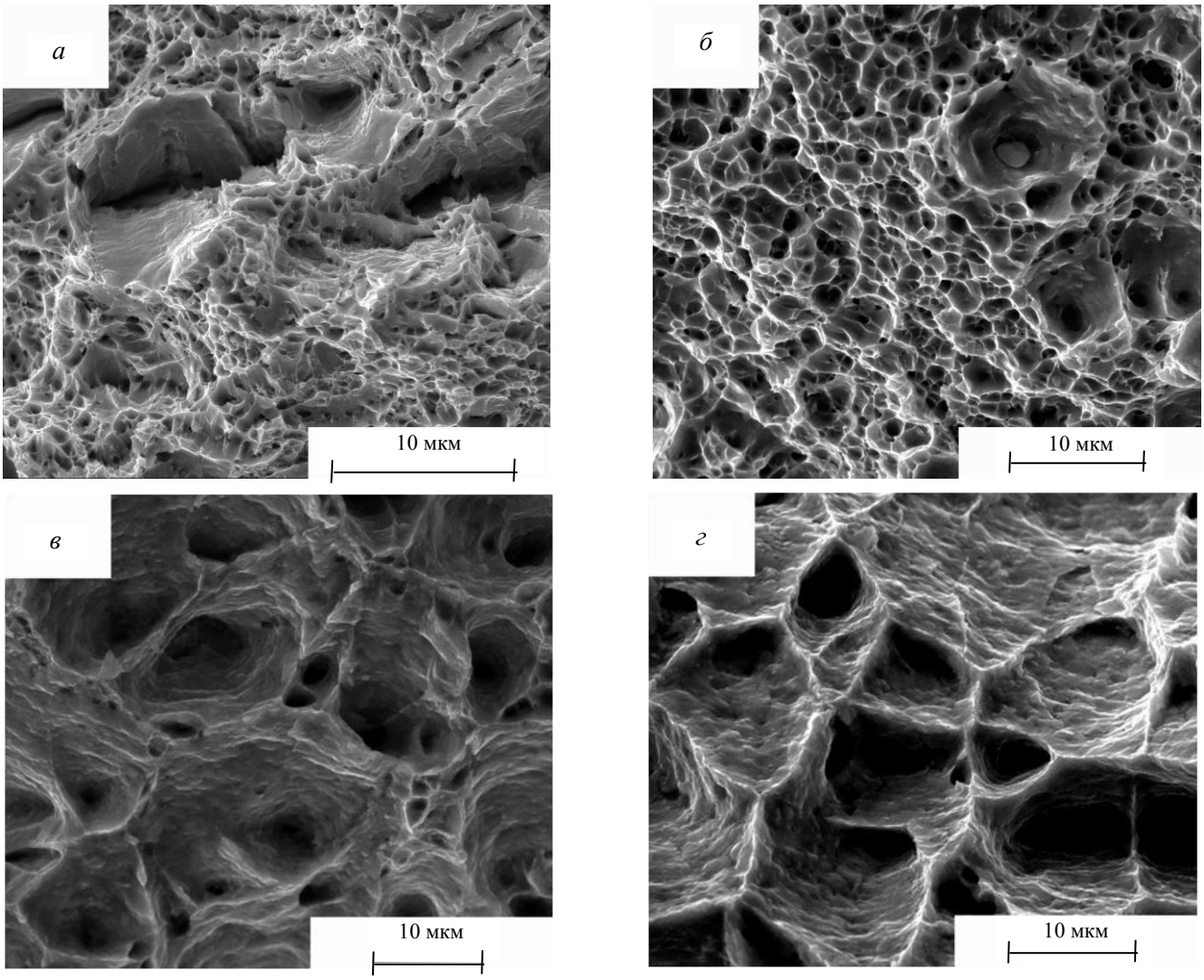

Рис. 6. Характер разрушения стали ЭК-181 при растяжении в интервале температуры от 20 до 720 ºС: 20 ºС (*а*), 500 ºС (*б*), 650 ºС (*в*) и 720 ºС (*г*)

В температурном интервале выше ~500 ºС в условиях значительного снижения характеристик прочности и повышения пластичности изменение характера разрушения заключается в увеличении размера чашек вязкого разрушения. При $T \leq 500$ ºС размеры подавляющего большинства таких чашек не превышают 1—2 мкм (см. рис. 6, *а*, *б*). В достаточно узком интервале от 500 до 650 ºС эти размеры увеличиваются на порядок, достигая значений около 10 микрон и более.

Как следует из изложенного, в температурном интервале от температуры жидкого азота до 720 ºС закономерности изменения пластичности и характера разрушения исследуемой стали тесно связаны с особенностями температурной зависимости предела текучести. В области положительных температур эти особенности определяются температурной зависимостью величины дисперсного упрочнения наноразмерными частицами карбонитрида ванадия, в интервале низких температур — сильной температурной зависимостью движения дислокаций по кристаллическому рельефу стали (барьеры Пайерлса, твёрдые растворы примесей). При этом выделяются два характерных температурных интервала качественного взаимосвязанного изменения характеристик прочности, пластичности и особенностей разрушения:

— интервал от ~20 до ~–80 ºС, в котором результатом значительного увеличения прочности в интервале сильной температурной зависимости движения дислокаций (напряжение Пайерлса, примесные барьеры) является переход от вязкого ямочного излома со следами разрушения сколом к преимущественно хрупкому разрушению с значительным снижением пластичности;

— температурный интервал от ~500 до ~650 ºС, в котором следствием уменьшения прочности в условиях термически активируемых процессов снижения величины дисперсного упрочнения наночастицами неметаллической фазы на фоне значительного повышения пластичности является, во-первых, полное исключение хрупкого разрушения, во-вторых, увеличение на порядок размеров чашек вязкого разрушения.

Отметим, что первый из указанных здесь интервалов, в котором температурная зависимость предела текучести в процессе понижения температуры увеличивается примерно на порядок, содержит интервал вязко-хрупкого перехода, определённый из ударных испытаний исследуемой стали [9, 10]. В связи с этим можно высказать предположение, что важным фактором наличия такого перехода является появление при низкой температуре эффективного механизма упрочнения при движении дислокаций (сопротивление барьеров Пайерлса, примесных барьеров, др.), приводящего к значительному повышению уровня деформирующих напряжений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Важными особенностями микроструктуры 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной малоактивируемой (с быстрым спадом активности) стали ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B) после традиционного режима термообработки являются высокая плотность наночастиц ГЦК-карбонитрида ванадия V(C, N) размером менее 10 нм и структурные состояния с непрерывными разориентировками и повышенным уровнем внутренних напряжений.

На кривых температурной зависимости пределов текучести и прочности стали ЭК-181 от температуры можно выделить несколько характерных интервалов, которые определяют закономерности изменения пластичности и характера разрушения стали:

— интервал от –196 до –80 ºС, где прочностные свойства резко растут с понижением температуры. Появление сильной температурной зависимости пределов текучести и прочности в этом температурном интервале является следствием термоактивируемого движения дислокаций в кристаллическом рельефе (высокие барьеры Пайерлса, примесные дефекты). Результатом значительного увеличения прочности является переход от вязкого ямочного излома со следами разрушения сколом к преимущественно хрупкому разрушению с значительным снижением пластичности. Усиление температурной зависимости предела текучести наблюдается в интервале вязко-хрупкого перехода, определённого из ударных испытаний стали ЭК-181;

— интервал от 20 до 450 ºС, в котором характеристики прочности слабо зависят от температуры. В этом интервале характер температурной зависимости предела текучести определяется, в основном, температурной зависимостью модуля Юнга. При этом сохранение практически неизменного уровня прочностных свойств обусловлено высокой эффективностью вплоть до T ~ 450 ºС дисперсного упрочнения стали стабильными наноразмерными частицами фазы V(C, N), закрепляющими её дислокационную структуру;

— интервал от 450 до 720 ºС, где наблюдается ускорение падения прочности с ростом температуры. Снижение прочностных свойств стали в этом интервале связано с уменьшением напряжения Орована вследствие термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц скользящими дислокациями («переползание-скольжение»). При этом на фоне значительного повышения пластичности наблюдается, во-первых, полное исключение хрупкого разрушения, во-вторых, увеличение на порядок по сравнению с комнатной температурой размеров чашек вязкого разрушения.

При T ~ 400 ºС наблюдается минимум температурной зависимости величины относительного удлинения до разрушения, появление которого обусловлено эффектами динамического деформационного старения.

Исследование закономерностей структурно-фазовых превращений проведено в рамках государственного задания (Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг.).

Исследование температурной зависимости механических свойств и особенностей разрушения стали 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.).

Выплавка стали ЭК-181, приготовление полуфабрикатов и образцов для исследований выполнены в рамках государственного контракта № Н.4х44.90.13.1082.

REFERENCES

1. **Ioltukhovskiy A.G., Leonteva-Smirnova M.V., Chernov V.M., Tsvelev V.V., Solonin M.I., Golovanov V.N., Shamardin V.K.** — Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov (Metal science and metals thermal treatment), 2002, № 11, pp. 60—64 (in Russian).
2. **Leonteva-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Arutiunova G.A., Tselischev A.V., Chernov V.M.** — J. Nucl. Mater., 2002, vol. 307—311, pp. 466—470.
3. **Ioltukhovskiy A.G., Leonteva-Smirnova M.V., Solonin M.I., Chernov V.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Bulanova T.M., Povstyanko A.V., Fedoseev A.E.** — J. Nucl. Mater., 2002, vol. 307—311, pp. 532—535.
4. **Solonin M.I., Ioltukhovskiy A.G., Leonteva-Smirnova M.V., Bibilashvili Yu.K., Golovanov V.N., Kondratiev V.P., Chernov V.M., Shamardin V.K.** Low activated heat-resistant radiationally resistant steel. Patent for invention, 2004, № 2267173 (in Russian).
5. **Terentiev V.F., Chernov V.M., Kolmakov A.G., Prosvirin D.V., Kopiev G.V., Leonteva-Smirnova M.V., Moroz K.A., Antonova O.S.** — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 2017, № 7, pp. 5—16 (in Russian).
6. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V.** — J. Nucl. Mater., 2014, vol. 455, pp. 496—499.
7. **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.** — ZhTF (JTPh), 2016, vol. 86, issue 1, pp. 99—104 (in Russian).
8. **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., Bulanova 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.** — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 2006, № 6, pp. 40—52 (in Russian).
9. **Chernov V.M., Ermolaev G.N., Leonteva-Smirnova M.V.** — ZhTF (JTPh), 2010, vol. 80, issue 10, pp. 72—77 (in Russian).
10. **Chernov V.M., Kardashev B.K., Moroz K.A.** — ZhTF (JTPh), 2016, vol. 86, issue 7, pp. 57—64 (in Russian).
11. **Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Leonteva-Smirnova M.V., Chernov V.M., Andreev A.V.** — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of higher schools. Physics), 2013, vol. 56, № 5, pp. 51—54 (in Russian).
12. **Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Astafurova E.G., Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu.** — Zhurnal tekhnicheskoy fiziki (Journal of technical physics), 2012, vol. 82, issue 1, pp. 52—58 (in Russian).
13. **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V.** — In: AIP Conference Proceedings, 2016, vol. 1783, pp. 020186-1—020186-4.
14. **Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V.** — J. Nucl. Mater., 2014, vol. 455, pp. 665—668.
15. **Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Sukhovarov V.F.** Dispersed hardening of refractory metals. — Novosibirsk: Nauka (Science), Sib. branch, 1989. 211 p. (in Russian).
16. **Trefilov V.I.** Life and activities. Memoirs. Selected proceedings. In 2 vol. Edited by Skorokhod V.V., Milman Yu. V., Firstov S.A., Shpak A.P., Kartuzov V.V/, Trefilova L.N., Ivashchenko R.K., Sarzhan G.F., Ryabko P.V., Grishishina L.N. Vol. 1. — Kiev: Akademperiodika, 2005. 833 p. (in Russian).
17. **Goldshteyn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M.** Physics of metals of high-strength alloys. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1986. 312 p. (in Russian).

18. **Babich V.K., Gul Yu.P., Dolzhenkov I.E.** Deformation aging of steel. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1972. 320 p. (in Russian).
19. **Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A.** Mechanical properties of metals. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1979. 495 p. (in Russian).

AUTHORS

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

Akkuzin S.A. Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; s.a.akkuzin@gmail.com

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 1 November 2017
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2017, vol.40, issue 4, pp. 92—102.