УДК 669.018.25

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ЭК-181

И.Ю. Литовченко^{1, 2}, Н.А. Полехина¹, А.Н. Тюменцев^{1, 2}, Е.Г. Астафурова¹, В.М. Чернов^{3, 4},
М.В. Леонтьева-Смирнова³, И.Е. Кудрявцева³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт им. академика В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

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

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

Исследованы особенности карбидной подсистемы в микроструктуре стали ЭК-181 (русфер-ЭК-181) после различных режимов термической обработки и выявлены режимы, приводящие к снижению объёмной доли грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$, повышению плотности наноразмерных частиц $V(CN)$ и увеличению значений кратковременной высокотемпературной прочности стали. Обсуждаются возможности дальнейшего повышения прочности стали ЭК-181 путём выбора режимов обработки, обеспечивающих высокую эффективность дисперсионного упрочнения.

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, гетерофазная структура, дисперсионное твердение, испытания на растяжение, высокотемпературная прочность.

THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT-RESISTANT FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EK-181

I.Yu. Litovchenko^{1, 2}, N.A. Polekhina¹, A.N. Tyumentsev^{1, 2}, E.G. Astafurova¹, V.M. Chernov^{3, 4},
M.V. Leont'eva-Smirnova³, I.E. Kudryavtseva³

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

²V.D. Kuznetsov Siberian Physical-Technical Institute of National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

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

⁴National Research Nuclear University «MIFI», Moscow, Russia

The features of carbide subsystem of EK-181 (rusfer-EK-181) steel after different heat treatments were investigated. The heat treatments were identified that reduce the density of coarse carbides $M_{23}C_6$, increase the density of nanoparticles $V(CN)$ and provide higher values of short-term high-temperature tensile strength. The possibility of increasing the strength of EK-181 steel by choosing appropriated thermal treatments providing high efficiency of dispersion hardening are discussed.

Key words: ferritic-martensitic steel, heat treatment, transmission electron microscopy, heterophase structure, dispersion hardening, tensile tests, high-temperature strength.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время перспективным конструкционным материалом для ядерных и термоядерных реакторов является жаропрочная комплексно-легированная 12%-ная хромистая ферритно-мартенситная малоактивируемая (с быстрым спадом активности) сталь ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B—C), разрабатываемая в ОАО «ВНИИНМ» [1—3]. Основные материаловедческие задачи по улучшению функциональных свойств этой стали (жаропрочности, жаростойкости, снижению тенденции к низкотемпературному охрупчиванию) связаны с возможностью управления гетерофазной структурой этой стали с помощью подбора оптимальных режимов термических и термомеханических обработок. Варьирование условий закалки, температуры и продолжительности последующих отпусков существенно влияет на тип, размер и плотность фазовых частиц, выделяющихся в процессе термообработки. Важным результатом проведённых ранее [4—6] экспериментальных исследований стали ЭК-181 является обнаружение наноразмерных (не более 10 нм) частиц карбонитридной фазы $V(CN)$, высокая плотность которых может внести существенный вклад в улучшение функциональных свойств стали за счёт повышения эффективности дисперсионного упрочнения.

В настоящей работе с целью выявления режимов, изменяющих структурно-фазовые состояния (объёмное наноструктурирование) и улучшающих функциональные свойства, проведены сравнительные исследования влияния скорости закалки и режимов термообработки на микроструктуру и механические свойства стали ЭК-181.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический номинальный состав стали ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B—C) представлен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Химический состав стали ЭК-181 (вес. %) [1]

Cr	Mn	Ni	Cu	W	V	Ti	Zr	Nb	Mo	Si	Ta	Ce	C	N	B
12,0	0,6	0,03	0,01	1,3	0,4	0,05	0,05	<0,01	0,01	0,4	0,15	0,05	0,16	0,07	0,003

Ферритно-мартенситные хромистые стали применяются после термообработки, состоящей из закалки (нормализации) и последующего отпуска [7, 8]. Для стали ЭК-181 традиционная термическая обработка (ТТО-I [1—3]) представляет собой закалку в воздухе (нормализацию) с последующим отпуском при 720 °С в течение 3 ч (табл. 2). В настоящей работе с целью модификации карбидной подсистемы проводили вариации закалочной среды (вода/воздух), изменяющей скорость закалки, и режимов отпуска с использованием представленных в табл. 2 режимов ступенчатых термообработок (СТО). Для вариации скорости закалки использовали также различные типы образцов: в виде двухсторонних лопаток для испытаний на растяжение с толщиной образцов 1 мм и стержней диаметром 10 мм, скорость охлаждения которых в процессе закалки была значительно ниже.

Т а б л и ц а 2. Режимы термических обработок (ТО)

ТО	Способ закалки	Режим отпуска
ТТО-I	1100 °С, 1 ч + закалка в воздухе	720 °С, 3 ч
ТТО-II	1100 °С, 1 ч + закалка в воде	720 °С, 3 ч
СТО-I	1100 °С, 1 ч + закалка в воздухе	500 °С, 3 ч + 600 °С, 3 ч + 720 °С, 3 ч
СТО-II	1100 °С, 1 ч + закалка в воде	500 °С, 3 ч + 600 °С, 3 ч + 720 °С, 3 ч
СТО-III	1100 °С, 1 ч + закалка в воде	500 °С, 1 ч + 600 °С, 1 ч + 720 °С, 1 ч
СТО-IV	1100 °С, 1 ч + закалка в воде	620 °С, 1 ч + 720 °С, 1 ч

Использование ступенчатых режимов термообработки, когда между закалкой и заключительным отпуском при $T = 720$ °С проводятся отжиги при более низких (500 и 600 °С) температурах, основано на предположении, что при этих температурах выделение необходимых для эффективного дисперсного упрочнения наноразмерных частиц V(CN) протекает в термодинамически более неравновесных условиях, что должно приводить к снижению критических размеров зародышей второй фазы, увеличению их плотности и повышению дисперсности гетерофазной структуры [6, 9]. С целью вариации кинетических условий выделения этих частиц, а также интенсивности отпуска мартенсита изменялась продолжительность термообработок после закалки.

Структурные исследования проводили на просвечивающих электронных микроскопах Philips CM-30 (300 кВ) и Philips CM-12 (120 кВ). Тонкие фольги для электронно-микроскопических исследований готовили методом электрополировки на плоских электродах из нержавеющей стали в электролите, содержащем 450 мл ортофосфорной кислоты, 50 г хромового ангидрида и 2 мл перекиси водорода, при напряжении на электродах 10—15 В и плотности тока $\sim 2,4$ А/см².

Механические испытания (активное растяжение) осуществляли в вакууме $\sim 3 \cdot 10^{-5}$ торр со скоростью деформации $\dot{\epsilon} \sim 2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ с использованием образцов в форме двойных лопаток с размером рабочей части $\sim 13 \times 2 \times 1$ мм.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Электронно-микроскопические исследования показали, что после всех представленных в табл. 2 режимов ТО микроструктура стали ЭК-181 качественно подобна. Наблюдаются полигональная структура, морфологически подобная пакетному мартенситу, но практически не содержащая углерода в твёрдом

растворе, с поперечными размерами ламелей субмикронного масштаба («отпущенный пакетный мартенсит») и ферритные зёрна размером до нескольких микрон. В ферритно-мартенситной структуре обнаруживаются карбидные фазы — относительно крупные (от 30 до 500 нм) равноосные и стержнеобразные частицы $M_{23}C_6$ и мелкодисперсные частицы карбонитрида ванадия $V(CN)$ размером от 3 до 10 нм. Количественные различия в структуре стали после различных режимов термообработок связаны с изменением относительной доли ферритной составляющей, плотности дислокаций, размера, плотности, типа и характера распределения карбидных частиц.

После ТТО отпущенный пакетный мартенсит занимает не менее 80% объёма материала. Объёмная доля карбидных фаз не превышает 1—2%. Остальной объём материала занимает ферритная структура — зёрна α -фазы, поперечный размер которых примерно на порядок превышает поперечный размер ламелей отпущенного мартенсита. В настоящей работе мы условно различаем «отпущенный мартенсит» как ламельную структуру субмикронного масштаба и «ферритные зёрна» как структуру с размером зёрен от 1 мкм.

Сравнительные электронно-микроскопические исследования особенностей дефектной микроструктуры и распределения карбидных фаз показали, что в случае традиционного режима ТО увеличение скорости закалки от закалки в воздухе (ТТО-I) к закалке в воде (ТТО-II) не привело к существенному изменению размера и плотности как грубодисперсных выделений $M_{23}C_6$, так и наночастиц $V(CN)$. К качественным различиям дефектной микроструктуры и количественным изменениям в карбидной подсистеме приводит увеличение скорости закалки (закалка в воде) в комбинации с последующими ступенчатыми отжигами при пониженных температурах (СТО-II). Эти различия заключаются в следующем.

1. Изменяются плотность, размер и характер распределения грубодисперсной фазы $M_{23}C_6$. Принимая во внимание, что эта фаза распределена неравномерно по объёму образцов, в настоящей работе представлены приблизительные оценки её плотности, основанные на электронно-микроскопических изображениях. В случае ТТО-I более 80% границ мартенситных ламелей содержат грубодисперсные частицы, представленные преимущественно вытянутыми выделениями, размером 30—120 нм (рис. 1, а). Частицы наблюдаются также внутри мартенситных пластин и реек. В случае СТО-II плотность частиц $M_{23}C_6$ уменьшается по сравнению с ТТО-I приблизительно на порядок (рис. 1, б), при этом размер (длина) отдельных частиц может достигать 500 нм. В этом случае наблюдаются как вытянутые в одном направлении, так и округлые частицы размером до 50 нм.

Рис. 1. Светлопольные изображения частиц $M_{23}C_6$ и соответствующие им картины микродифракции в стали ЭК-181 после ТТО-I (а) и СТО-II (б)

Грубодисперсные частицы наблюдаются как по границам мартенситных ламелей, так и в теле зерна.

2. Повышается плотность мелкодисперсных частиц $V(CN)$. Подробный анализ кристаллической структуры этих частиц показал [6], что они представляют собой фазу внедрения на основе ГЦК карбонитрида ванадия с тетрагональными и моноклинными искажениями. Как видно из сравнения рис. 2, а, б (в участках с наибольшей плотностью частиц), плотность этих частиц после СТО-II существенно превышает таковую после ТТО-I. При этом после СТО-II максимальный размер частиц примерно вдвое меньше, чем в случае ТТО-I, и не превышает 5 нм (см. рис. 2, б).

Рис. 2. Темнопольные изображения в рефлексе частиц $V(CN)$ и соответствующие им картины микродифракции в стали ЭК-181 после ТТО-I (а) и СТО-II (б)

Как видно, увеличение скорости закалки в комбинации со ступенчатым режимом термообработки в результате перераспределения углерода между частицами карбидных фаз обеспечивает существенные эффекты наноструктурирования гетерофазной структуры: снижение содержания относительно грубодисперсных выделений $M_{23}C_6$ и повышение объёмной доли и дисперсности наноразмерных частиц карбонитридной фазы $V(CN)$.

3. В процессе СТО-II развиваются более интенсивные по сравнению с ТТО эффекты отпуска мартенсита, которые заключаются в 2—3-кратном повышении объёмной доли ферритной составляющей, увеличении средних размеров фрагментов пакетного мартенсита, снижении плотности дислокаций и релаксации внутренних напряжений. В [6] при исследовании дефектной субструктуры стали ЭК-181 после ТТО-I обнаружены структурные состояния с непрерывными разориентировками (кривизной кристаллической решётки), которые являются источниками локальных внутренних напряжений, сравнимых с пределом текучести стали при комнатной температуре. Величина скалярной плотности дислокаций составляет при этом $\rho \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$. После СТО-II эта величина уменьшается до $\rho \sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а структурных состояний с непрерывными разориентировками не обнаружено.

Существенного снижения интенсивности отпуска мартенсита при сохранении представленных эффектов наноструктурирования гетерофазной структуры удаётся достичь путём сокращения времени отжига в процессе ступенчатых режимов термообработки. Как показали электронно-микроскопические исследования (рис. 3), такое сокращение (режимы СТО-III и СТО-IV) приводит к значительному по сравнению с СТО-II уменьшению объёмной доли феррита и поперечных размеров ламелей отпущенного пакетного мартенсита, а также увеличению до $\rho \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ скалярной плотности дислокаций. Указанные характеристики оказываются близкими к таковым после обработок по режиму ТТО-I или ТТО-II. При этом плотность грубодисперсных выделений $M_{23}C_6$, по сравнению с этими режимами, как и в случае режима СТО-II, уменьшается, а дисперсность наноразмерных частиц $V(CN)$ увеличивается. На электронно-микроскопических светлопольных изображениях (см. рис. 3) видно, что эти частицы закрепляют дислокации и имеют размер менее 10 нм. Аналогичный представленному на рис. 2 темнопольный анализ гетерофазной структуры показал, что плотность таких частиц близка к таковой после термообработки по режиму СТО-II.

Рис. 3. Микроструктура стали ЭК-181 после ступенчатых обработок — светлопольные изображения и соответствующие картины микродифракции: а — СТО-III; б — СТО-IV

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Указанные эффекты модификации гетерофазной и дефектной структуры должны оказывать существенное влияние на механические свойства стали. Продемонстрируем это на примере исследования характеристик её кратковременной прочности. Результаты таких исследований совместно с данными [3] представлены в табл. 3.

Таблица 3. Средние значения предела текучести $\sigma_{0,1}$ и относительного удлинения до разрушения δ в зависимости от режимов термической обработки стали ЭК-181

Режим обработки	Температура испытаний			
	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$		$T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$	
	$\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %
ТТО* [3]	750	19	320	25
ТТО-I	830	8	390	8
ТТО-II	830	10	410	9
СТО-I	630	10	300	14
СТО-II	660	8	320	15
СТО-III	820	8	425	8
СТО-IV	790	10	410	9

Прежде всего отметим значительные различия между величинами прочности и пластичности стали ЭК-181 после традиционной термообработки (ТТО*) [3] и полученными в настоящей работе после ТТО-I и ТТО-II. При $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ величина предела текучести стали после ТТО-I и ТТО-II превышает таковую после ТТО* на 22—28%, при комнатной температуре это превышение составляет около 10%. Сравнение результатов структурных исследований, выполненных в [3] и настоящей работе, свидетельствует о том, что указанные различия сопровождаются и существенными изменениями гетерофазной структуры, а именно после ТТО* в стали ЭК-181 обнаруживаются в несколько раз более низкие по сравнению с ТТО-I или ТТО-II значения плотности наноразмерных частиц карбонитрида ванадия, обеспечивающих высокие эффекты дисперсионного упрочнения.

Указанные различия могут быть обусловлены влиянием скорости закалки на закономерности формирования гетерофазной структуры образцов в процессе обработки. В настоящей работе закалку в процессе ТТО-I или ТТО-II проводили на образцах для механических испытаний толщиной не более 1 мм, в то время как ТТО* в работе [3] осуществляли на стержнях диаметром около 10 мм. На наш взгляд, природа указанного влияния может быть связана, например, с изменением при изменении скорости закалки объёмного содержания относительно грубодисперсных выделений $M_{23}C_6$ с соответствующим изменением объёмной доли и плотности наноразмерных частиц $V(CN)$, а также с изменением ширины пластин мартенсита и его объёмной доли в зависимости от скорости закалки.

Для проверки роли скорости закалки в формировании микроструктуры и механических свойств исследуемой стали мы повторили используемый в [3] режим ТТО* и провели сравнительное исследование микроструктуры и механических свойств после этого режима и повторной обработки аналогичных образцов по режиму ТТО-II. Полученные при этом результаты хорошо согласуются с результатами [3]. После проведённой нами ТТО*, как и в [3], обнаружены значительно более низкие по сравнению с ТТО-II значения предела текучести и плотности наноразмерных выделений $V(CN)$. Величины предела текучести образцов после ТТО* и ТТО-II составляют при этом: $\sigma_{0,1} \sim 325$ и 395 МПа при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma_{0,1} \sim 728$ и 752 МПа при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно.

Таким образом, увеличение скорости закалки путём уменьшения размеров образцов и замены закалочной среды способно обеспечить значительные (более чем на 20%) эффекты повышения кратковременной, в том числе высокотемпературной (при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) прочности исследуемой стали. Как видно из табл. 3, такое повышение сопровождается известным эффектом снижения пластичности. Однако величина относительного удлинения образцов до разрушения и при максимальных значениях прочности остаётся на достаточно высоком (около 10%) уровне как при повышенной, так и при комнатной температуре.

Наиболее показательными структурными проявлениями влияния скорости закалки на характеристики гетерофазной структуры являются представленные на рис. 2, а, б значительное увеличение плотности и уменьшение размеров наночастиц $V(CN)$ в условиях комбинации увеличения скорости закалки (от закалки в воздухе к закалке в воде) со ступенчатым режимом обработки СТО-II. Однако, как видно из табл. 3 (режимы ТТО и СТО-II), несмотря на более высокие значения величины дисперсионного упрочнения, вследствие более интенсивных эффектов отпуска мартенсита величина предела текучести в процессе СТО-II снижается. Таким образом, характеристики высокотемпературной прочности стали ЭК-181 определяются особенностями как гетерофазной, так и дефектной субструктуры материала, определяющими относительный вклад различных (дисперсионного, зернограницного и субструктурного) механизмов упрочнения. Поэтому для достижения максимальных значений прочности необходимо формирование структурных состояний с высокими значениями плотности как наночастиц упрочняющей неметаллической фазы, так и дефектов кристаллического строения типа дислокаций или границ разориентированных субструктур.

Наиболее полно этим условиям удовлетворяют структурные состояния после термической обработки по режимам СТО-III и СТО-IV. Это режимы термообработки, в которых в условиях повышения объёмной доли наночастиц V(CN) путём увеличения скорости закалки в комбинации со ступенчатыми режимами термообработки значительно снижена интенсивность отпуска мартенсита. Как показано на рис. 3, после таких обработок формируется структурное состояние с высокими (сравнимыми с ТТО) значениями объёмной доли отпущенного мартенсита, плотности дислокаций ($\rho \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) внутри мартенситных пластин и зёрен феррита и наноразмерных (менее 10 нм) частиц карбонитрида ванадия, закрепляющих дислокации и границы ферритных зёрен и ламелей отпущенного мартенсита. Как видно из табл. 3, с использованием указанных режимов достигнуты максимальные (близкие или даже несколько более высокие по сравнению с ТТО) значения кратковременной высокотемпературной (при $T = 650^\circ\text{C}$) прочности ($\sigma_{0.1} = 410\text{—}425 \text{ МПа}$) при удовлетворительном ($\delta \sim 8\%$) запасе пластичности.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты свидетельствуют о хороших возможностях модификации микроструктуры и механических свойств малоактивируемой (быстрым спадом активности) ферритно-мартенситной 12%-ной хромистой стали ЭК-181 (русфер-ЭК-181) путём изменения режимов её термической обработки. Наиболее значимые результаты могут быть достигнуты при этом на пути управления параметрами наноструктурированной гетерофазной структуры на основе карбонитрида ванадия — одного из наиболее важных факторов, определяющих стабильность ферритно-мартенситной дефектной субструктуры и величину совместного дисперсного плюс субструктурного упрочнения. Перспективным способом управления указанными параметрами является вариация скорости закалки с последующими отпусками при пониженных температурах, которые позволяют существенно изменить соотношения между объёмными долями выделяющихся в процессе термообработок стабильных (M_{23}C_6 , V(CN)) неметаллических фаз.

Исследования выполнены в рамках государственного контракта № Н.4х.45.90.12.1089 от 07.06.2012 (договор № 3508/320-11), при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (соглашение № 8762) и гранта РФФИ № 12-03-00488-а. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

REFERENCES

1. 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-resistant steel. Patent for invention RU 2211828, 2001 (in Russian).
2. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budylnkin 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. — Nuclear Fusion, 2007, № 47, pp. 1—10.
3. 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. — Perspektivnye materialy (Perspective Materials), 2006, № 6, pp. 40—52 (in Russian).
4. Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM Stock Number MON03, 2001. 221 p.
5. Shevyako N.A., Astafurova E.G., Tyumentsev A.N., Leont'eva-Smirnova M.V., Chernov V.M. — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of Higher Schools. Physics), 2009, № 12/2, pp. 137—141 (in Russian).
6. Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V., Astafurova E.G., Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu. — Zhurnal tekhnicheskoy fiziki (J. of Technical Physics), 2012, vol. 82, issue 1, pp. 52—58 (in Russian).
7. Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Leont'eva-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).
8. Lanskaya K.A. High-chromium heat-resistant steels. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1976 (in Russian).
9. Chuistov K.V. Aging of metal alloys. — Kiev: Naukova Dumka, 1985. 230 p. (in Russian).

AUTHORS

Litovchenko I.Yu. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia
Polekhina N.A. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia

Tyumentsev A.N. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia

Astafurova E.G. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia; astafe@ispms.tsc.ru

Chernov V.M. Public JSC “A.A Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials”, Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia; chernov@bochvar.ru

Leont’eva-Smirnova M.V. Public JSC “A.A Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials”, Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia

Kudryavtseva I.E. Public JSC “A.A Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials”, Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia

Received 9 October 2013

Problems of Atomic Science and Technology

Ser. Thermonuclear Fusion, 2014, vol. 37, issue 1, pp. 41—46.