

УДК 548.571;548.4;669:621.039

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА V—4Ti—4Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

М.М. Потапенко¹, В.М. Чернов¹, В.А. Дробышев¹, М.В. Кравцова¹, И.Е. Кудрявцева¹, Н.А. Дегтярёв¹,
С.В. Овчинников^{2,3}, А.Н. Тюменцев^{2,3,4}, И.А. Дитенберг^{2,3}, Ю.П. Пинжин^{2,3,4}, А.Д. Коротаев^{2,3,4}

¹Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

³Сибирский физико-технический институт им. академика В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Исследованы закономерности формирования гетерофазной структуры и механических свойств сплава V—4Ti—4Cr в зависимости от режимов термомеханической и химико-термической обработок. Разработаны режимы термомеханической обработки, обеспечивающие формирование гетерофазной структуры с однородным по объёму распределением наночастиц оксикарбонитридной фазы размером около 10 нм с увеличением объёмного содержания и термической стабильности этой фазы, повышение температуры рекристаллизации сплава. Формирование гетерофазной структуры приводит к значительному (до 70%) повышению кратковременной высокотемпературной прочности сплава при $T = 800$ °C. Повышение прочности достигнуто при сохранении достаточно высокого уровня пластичности.

Ключевые слова: сплавы ванадия, термомеханическая обработка, электронная микроскопия, микроструктура, дисперсионное упрочнение, механические свойства.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE V—4Ti—4Cr ALLOY AS A FUNCTION OF ITS CHEMICAL-HEAT TREATMENT

М.М. Potapenko¹, V.M. Chernov¹, V.A. Drobyshev¹, M.V. Kravtsova¹, I.E. Kudryavtseva¹, N.A. Degtyarev¹,
S.V. Ovchinnikov^{2,3}, A.N. Tyumentsev^{2,3,4}, I.A. Ditenberg^{2,3}, Yu.P. Pinzhin^{2,3,4}, A.D. Korotaev^{2,3,4}

¹A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials, Moscow, Russia

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

³V.D. Kuznetsov Siberian Phisicotechnical Institute at Tomsk State University, Tomsk, Russia

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

The regularities of formation of heterophase structure and mechanical properties in the V—4Ti—4Cr alloy as a function of the conditions of thermomechanical and chemical-heat treatments are investigated. Heat treatment regimes which ensure the formation of heterophase structure with uniform volume distribution of oxycarbonitride precipitates about 10 nm in size, the increase of volumetric content and thermal stability of this phase and the increase of the alloy recrystallization temperature have been developed. The formation of the heterophase structure leads to the significant (upto 70%) increase of short-term high-temperature strength of the alloy at $T = 800$ °C. The increase of the strength is achieved while keeping the level of plasticity quite high.

Key words: vanadium alloys, thermomechanical treatment, electron microscopy, microstructure, dispersion hardening, mechanical properties.

ВВЕДЕНИЕ

Разрабатываемые для термоядерной и ядерной энергетики малоактивируемые конструкционные сплавы системы V—Ti—Cr (основной сплав V—4Ti—4Cr [1—10]) не обеспечивают необходимый уровень жаропрочности при температуре более 800 °C. В значительной степени это связано с тем, что в этих сплавах образование частиц оксикарбонитридных фаз, отвечающих за уровень высокотемпературной прочности, является результатом не целенаправленного легирования элементами внедрения, а неконтролируемого загрязнения сплавов этими элементами в процессе выплавки и последующего цикла технологической обработки. Поэтому относительно невысокая концентрация элементов внедрения существенно ограничивает объёмную долю наноразмерных частиц неметаллической фазы и эффективность дисперсного упрочнения, определяющего характеристики высокотемпературной прочности сплава V—4Ti—4Cr. Возможность увеличения объёмной доли таких наноразмерных частиц путём наноструктурирования оксикарбонитридной фазы в условиях её формирования из грубодисперсных выделений метастабильного карбида ванадия изменением режимов ТМО показана в [11—15].

В настоящей работе для решения задачи повышения жаропрочности сплава V—4Ti—4Cr использована дополнительная химико-термическая обработка (ХТО), при которой повышение объёмного

содержания оксикарбонитридной фазы $TiV(C, N, O)$ в сплаве достигается увеличением концентрации элементов внедрения в процессе его диффузионного легирования кислородом.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Сплав ванадия ВМ-ДПЧ-9 ($V-4,21Ti-4,36Cr-0,013C-0,02O-0,01N$, вес. %), выплавлен в ОАО «ВНИИНМ» в виде слитка весом около 110 кг. Термообработки полуфабрикатов осуществлялись в шахтных вакуумных лабораторных печах сопротивления типа СШВЛ в вакууме $\sim 2 \cdot 10^{-5}$ торр. Структурные исследования проводились методами оптической металлографии на микроскопах Olympus GX-71 и НЕОРНОТ-21 и просвечивающей электронной микроскопии на электронных микроскопах Philips CM-30 и CM-12 при ускоряющем напряжении 300 и 120 кВ соответственно.

Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии готовились струйной электрополировкой в 20%-ном растворе серной кислоты в метаноле при напряжении 20 В. Образцы для оптической металлографии получались путём электрополировки в том же электролите на плоских электродах из нержавеющей стали при напряжении 10—15 В и последующего электролитического травления в 15%-ном растворе щавелевой кислоты в метиловом спирте при напряжении 70 В.

Механические испытания осуществлялись в вакууме $\sim 2 \cdot 10^{-5}$ торр со скоростью деформации $\dot{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ путём активного растяжения плоских образцов в форме двойных лопаток с размером рабочей части $15 \times 2 \times 0,8$ мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

При разработке практических режимов контролируемого диффузионного легирования ванадиевых сплавов кислородом важную роль играет стабильность окислительной среды на стадии насыщения сплавов кислородом. Традиционно в процессах типа внутреннего окисления такое насыщение осуществляется в средах разлагающихся окислов [17]. Однако, как показывает опыт работы по внутреннему окислению тугоплавких сплавов [18], использование этой методики затруднено необходимостью очистки этих окислов от посторонних примесей, в частности, от летучих соединений (например, низших окислов), содержащих кислород и оказывающих значительное влияние на стабильность скорости диффузионного насыщения сплавов этим элементом. В настоящей работе с целью повышения этой стабильности и упрощения технологического цикла обработки использован разработанный в [19] способ диффузионного легирования кислородом с применением отжига ванадиевых сплавов на воздухе с последующим переводом кислорода поверхностной окалины внутрь образцов в процессе термообработок в вакууме. Как показано в [20], в процессе такой обработки состав ванадиевых сплавов по другим содержащимся в воздухе элементам внедрения (C, N и т.д.) остаётся практически неизменным. Поэтому концентрация поглощённого образцами кислорода измерялась методом точного (не хуже 10^{-4} г) взвешивания на аналитических лабораторных равноплечих весах ВЛР-200. При используемых в работе образцах такая точность обеспечила погрешность измерения величины концентрации кислорода $\pm 3 \cdot 10^{-3}\%$ ат.

За основу предлагаемого в настоящей работе метода обработки слитка и полуфабрикатов, включающего элементы как ТМО, так и ХТО (ТМО + ХТО), взят традиционный метод ТМО (далее ТМО-I), включающий последовательные этапы [8, 9]:

1. Гомогенизирующий отжиг слитка при температуре 1300 °С в течение 8 ч;
2. Нагрев слитка до температуры 850—1000 °С с выдержкой при этой температуре в течение 1,5—2 ч и выдавливанием на прессе с коэффициентом вытяжки 2—5;
3. Отжиг в диапазоне температуры 950—1100 °С в течение 1 ч и осадка прутков на гидравлическом прессе со степенью деформации не более 50% с последующим отжигом в диапазоне температуры 950—1100 °С;
4. Несколько циклов «прокатка $\epsilon = 50\%$ + отжиг при $T = 950-1100$ °С».

В представленном здесь новом методе обработки (ТМО + ХТО) между 3-м и заключительным 4-м этапами ТМО-I осуществляются следующие операции:

1. Отжиг сплава в вакууме $2 \cdot 10^{-5}$ торр при $T = 1400$ °С в течение 1 ч, обеспечивающий растворение сформировавшихся на предыдущих этапах ТМО грубодисперсных частиц стабильной оксикарбонитридной фазы;
2. Диффузионное легирование кислородом по методике [19] с последующим отжигом в вакууме при 1400 °С, обеспечивающим однородное распределение кислорода по толщине образца;

3. Несколько (не менее трёх) циклов ТМО: деформация $\varepsilon \approx 30\text{—}50\%$ плюс отжиги при $T = 450\text{—}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч.

Последняя операция обеспечивает кинетические условия образования частиц стабильного оксикарбонитрида по механизму растворения грубодисперсных выделений метастабильного карбида ванадия и последующего выделения этих частиц из твёрдого раствора. Как показано в работах [11—15], это приводит к формированию гетерофазной структуры с значительно более высокой по сравнению с традиционными режимами ТМО-I дисперсностью и однородностью распределения по объёму частиц неметаллической фазы.

Путём варьирования длительности отжигов на воздухе в данной работе получены образцы с разной концентрацией кислорода. Исследование микроструктуры методом оптической металлографии показало (рис. 1), что при концентрации кислорода в сплаве 0,15—0,20% ат. и суммарном содержании элементов внедрения в интервале концентрации 0,2—0,3% ат. температура собирательной рекристаллизации повышается по сравнению с режимом ТМО-I на 100—200 $^{\circ}\text{C}$. После стандартного режима ТМО-I (рис. 1, а) интенсивная собирательная рекристаллизация наблюдается уже в процессе часового отжига при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Применение комбинированного (ТМО + ХТО) режима обработки приводит к подавлению рекристаллизации вплоть до $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 1, б).

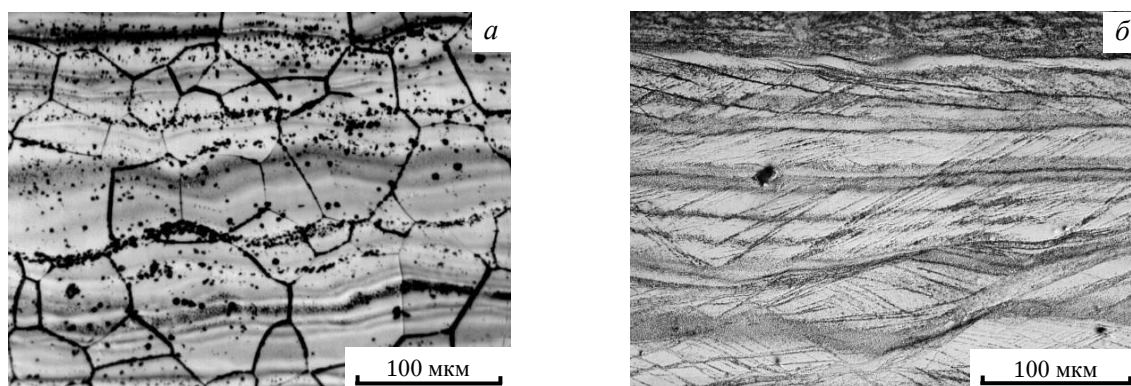


Рис. 1. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО-I (а) и ТМО + ХТО (б) с заключительными отжигами при 1000 $^{\circ}\text{C}$ (1 ч) (а) и 1100 $^{\circ}\text{C}$ (1 ч) (б). Содержание кислорода в сплавах: а — 0,06% ат.; б — 0,15% ат. Суммарная концентрация элементов внедрения (О, С, N): а — 0,16% ат.; б — 0,25% ат.

Электронно-микроскопическое исследование показало (рис. 2), что при этом частицы неметаллической оксикарбонитридной фазы однородно распределены по объёму материала. Объёмная доля этих частиц увеличивается с увеличением концентрации кислорода, а их наиболее вероятные размеры составляют около 10 нм. Частицы таких размеров подавляют процессы рекристаллизации, закрепляя индивидуальные дислокации и границы разориентации. При этом вплоть до 1100 $^{\circ}\text{C}$ формируется дефектная субструктура, в которой области полигонизации с размером блоков 1—2 мкм (рис. 2, а) чередуются с участками первичной рекристаллизации (рис. 2, б).

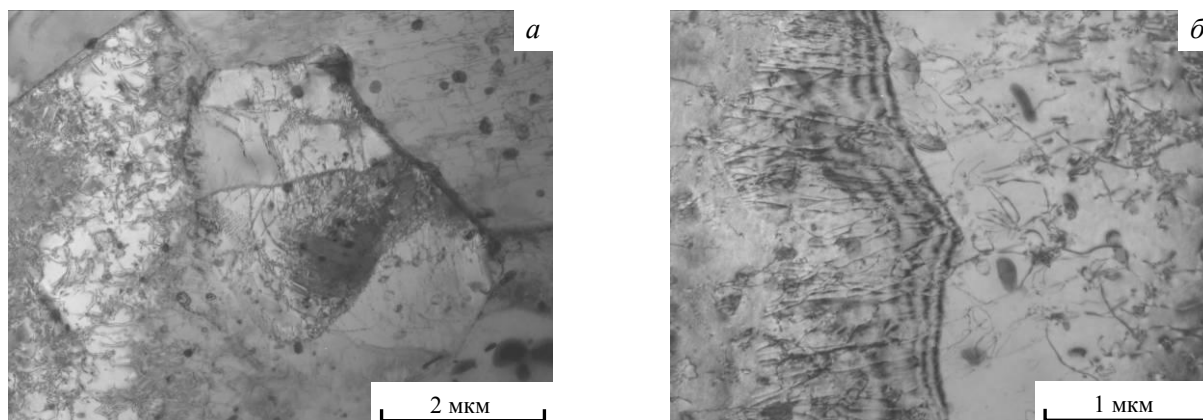


Рис. 2. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО + ХТО с заключительным отжигом при 1100 $^{\circ}\text{C}$ (1 ч). Содержание кислорода в сплаве $C_{[O]} \approx 0,15\%$ ат.; суммарная концентрация элементов внедрения 0,25% ат.

Увеличение объёмного содержания упрочняющей неметаллической фазы совместно со стабилизацией дефектной субструктуры приводят к значительным эффектам совместного дисперсного плюс суб-

структурного упрочнения. Проведённое методом активного растяжения при комнатной температуре и при температуре 800 °С исследование характеристик кратковременной прочности и пластичности сплава V—4Ti—4Cr показало (см. таблицу), что следствием комбинированной (ТМО + ХТО) обработки является существенное повышение его предела текучести при указанных температурах.

Предел текучести $\sigma_{0,1}$ и относительное удлинение до разрушения δ сплава V—4Ti—4Cr после обработок по разным режимам						
Режим обработки	$C_{[O]}$, % ат.	$C_{[O, C, N]}$, % ат.	Температура испытаний			
			$T = 20\text{ °C}$		$T = 800\text{ °C}$	
			$\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %
ТМО I	0,06	0,16	297—302	19—20	171—180	17—19
	0,12	0,22	371—392	17—21	246—257	7—9
ТМО+ХТО	0,15	0,25	383—398	18—20	262—273	8—10
	0,27	0,37	389—410	15—17	287—298	7—10

Примечание: $C_{[O]}$ — содержание кислорода в сплаве; $C_{[O, C, N]}$ — суммарная концентрация элементов внедрения.

Из анализа представленных в таблице результатов видно, что в процессе ТМО + ХТО:

- предел текучести увеличивается при увеличении концентрации кислорода в сплаве;
- пределы текучести при комнатной температуре и температуре 800 °С примерно одинаковы.

Последнее, с одной стороны, свидетельствует об атермических механизмах упрочнения, с другой, приводит к тому, что относительные эффекты упрочнения при $T = 800\text{ °C}$ значительно выше таковых при комнатной температуре. При комнатной температуре максимальные эффекты упрочнения составляют $\Delta\sigma/\sigma \approx 30\%$, при $T = 800\text{ °C}$ — более 60%.

Указанные эффекты повышения прочности достигнуты при сохранении достаточно высокого уровня пластичности. Это может быть связано с:

- формированием в процессе обработки более однородного гетерофазного состояния с исключением грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз как потенциальных зародышей локализации деформации и разрушения;
- подавлением рекристаллизации сплавов, процессов зернограницного проскальзывания и разрушения при повышенной температуре.

Проведённое в данной работе исследование режимов ХТО, обеспечивающих более высокие по сравнению с представленными в таблице значения концентрации кислорода, показало, что при значении $C_{[O]} > 0,3\%$ ат. наблюдаются интенсивное твёрдорастворное упрочнение кислородом и снижение пластичности сплава при комнатной температуре. Это существенно ограничивает технологические возможности проведения последующей термомеханической обработки. Поэтому предложенный в настоящей работе способ повышения жаропрочности ограничен интервалом концентрации кислорода $C_{[O]} \leq 0,3\%$ ат. при суммарной концентрации элементов внедрения $C_{[O, C, N]} \leq 0,4\%$ ат.

Следует отметить, что представленное повышение термической стабильности микроструктуры и высокотемпературной прочности сплава V—4Ti—4Cr с использованием ХТО свидетельствует о возможности достижения аналогичного результата и путём легирования этого сплава кислородом на стадии получения слитка.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для сплава V—4Ti—4Cr с применением методов диффузионного легирования кислородом разработаны режимы комбинированной обработки (ТМО + ХТО), обеспечивающие формирование гетерофазной структуры с однородным по объёму распределением наночастиц оксикарбонитридной фазы размером около 10 нм, увеличение объёмного содержания этой фазы и повышение температуры рекристаллизации сплава.

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены закономерности формирования гетерофазной структуры и физико-механических свойств сплава V—4Ti—4Cr в процессе его комбинированной обработки (ТМО + ХТО). С применением диффузионного легирования этого сплава кислородом разработаны режимы такой обработки, обеспечивающие формирование гетерофазной структуры с однородным по объёму распределением наночастиц оксикарбонитридной фазы размером около 10 нм, увеличение объёмного содержания этой фазы и повышение температуры рекристаллизации сплава.

Изучено влияние микроструктуры и режимов указанной обработки на механические свойства сплава V—4Ti—4Cr при разных температурах. Показано, что формирование указанной гетерофазной струк-

туры приводит к значительному (максимальный эффект упрочнения около 70%) повышению кратковременной прочности сплава при $T = 800^\circ\text{C}$ при сохранении достаточно высокого запаса пластичности.

Исследования выполнены в рамках государственного контракта № Н.4х.45.90.12.1089 от 07.06.2012 (договор № 3508/320-11). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материало-ведческого центра коллективного пользования ТГУ.

REFERENCES

1. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budylkin N.I., Devyatko Yu.N., Ioltoukhovskiy A.G., Mironova E.G., Shikov A.K., Sivak A.B., Yermolaev G.N., Kalashnikov A.N., Kuteev B.V., Blokhin A.I., Loginov N.I., Romanov V.A., Belyakov V.A., Kirillov I.R., Bulanov T.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Strebkov Yu.S., Tyumentsev A.N., Kardashev B.K., Mishin O.V., Vasiliev B.A. Structural materials for fusion power reactors — the RF R&D activities. — Nucl. Fusion., 2007, vol. 47, pp. 839—848.
2. Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J., Muroga T. Overview of the vanadium alloy researches for fusion reactors. — J. Nucl. Mater., 2011, vol. 417, pp. 289—294.
3. Kurtz R.J., Abe K., Chernov V.M., Hoelzer D.T., Matsui H., Muroga T., Odette G.R. Recent progress on development of vanadium alloys for fusion. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 47—55.
4. Hoelzer D.T., Bentley J., Rowcliffe A.F. Redistribution of interstitial impurities by controlled precipitation in V—Cr—Ti alloys. — In: Abstracts of the 11th Intern. Conf. on Fusion Reactor Materials. Kyoto, Japan, December 7—12, 2003, p. 195.
5. Koyama M., Fukumoto K., Matsui H. Effect of purity on high temperature mechanical properties of vanadium alloys. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 442—446.
6. Nishimura A., Iwahori A., Heo N.J., Nagasaka T., Muroga T., Tanaka S.I. Effect of precipitation and solution behavior of impurities on mechanical properties of low activation vanadium alloy. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 438—441.
7. Hatekeyama M., Watanabe H., Muroga T., Yoshida N. The precipitation behavior of ion irradiated V—4Cr—4Ti alloys at various oxygen and nitrogen levels. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 420—424.
8. Potapenko M.M., Vatulin A.V., Vedernikov G.P., Gubkin I.N., Drobyshev V.A., Zurabov V.S., Solonin M.I., Chernov V.M., Shikov A.K., Pazdnikov I.P., Rylov A.N. Low-activated structural alloys of V—(4—5)Ti—(4—5)Cr system. — VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Material Authority and New Materials), 2004, issue 1(62), pp. 152—162 (in Russian).
9. Potapenko M.M., Shikov A.K., Chernov V.M., Vedernikov G.P., Gubkin I.N., Drobyshev V.A., Zurabov V.S. Production of ingots and flat rolled products from the low-activated vanadium alloys of high purity. — VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Material Authority and New Materials), 2005, issue (64), pp. 1340—1347 (in Russian).
10. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Litovchenko S.V., Shuba Ya.V., Shevchenko N.V., Drobishev V.A., Potapenko M.M., Chernov V.M. Effect of the modes of thermomechanical treatment on the formation of the heterophase and grain structure of V—4Ti—4Cr alloys. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 429—433.
11. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Drobyshev V.A., Potapenko M.M., Chernov V.M. Influence of thermomechanical treatment modes on the formation regularities of heterogeneous phase and grain structure of V—4Ti—4Cr alloys. — VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Material Authority and New Materials), 2004, issue 2(63), pp. 111—122 (in Russian).
12. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M. Multi-directional forge molding as a promising method of enhancement of mechanical properties of V—4Ti—4Cr alloys. — J. Nucl. Mater., 2011, vol. 413, pp. 103—106.
13. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Potapenko M.M. Influence of thermomechanical treatment modes on microstructure and mechanical properties of V—4Ti—4Cr alloys. — VANT. Ser. Termoyadernyi sintez (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2011, issue 2, pp. 28—35 (in Russian).
14. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Ovchinnikov S.V., Litovchenko I.Yu., Chernov V.M., Potapenko M.M., Kryukova L.M., Drobyshev V.A. Method of thermomechanical treatment modes of vanadium base alloys. Patent for invention № 2360012. — Bull. № 18, publ. 27.06.2009 (in Russian).
15. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Ovchinnikov S.V., Litovchenko I.Yu., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M., Drobyshev V.A. Method of treatment modes of vanadium base alloys of V—4Ti—4Cr system. Patent for invention № 2445400. — Bull. № 8, publ. 20.03.2012 (in Russian).
16. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Pinzhin Yu.P., Chernov V.M., Potapenko M.M., Drobyshev V.A., Grinyaev K.V. The method of chemical-thermal treatment of vanadium alloys, doped with chromium and titanium. Patent for invention № 2463377. — Bull. № 2, publ. 10.10.2012 (in Russian).
17. Daneliya E.P., Rozenberg V.M. Internal oxidated alloys. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1978. 232 p. (in Russian).
18. Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Sukhovarov V.F. Dispersion hardening of refractory metals. — Novosibirsk: Nauka (Science). Sib. branch, 1989. 211 p. (in Russian).
19. Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ovchinnikov S.V., Ditenberg I.A., Litovchenko I.Yu. The method of diffusion oxygen doping of vanadium base alloys, containing zirconium (protected in the mode of Tomsk State University trade secret by the rector order № 643 of 01.11.2011) (in Russian).

20. **Shirokov V.V., Vengerovich R.D., Kas'yan I.M., Stepanishin V.I.** Effect of doping by elements of IV, V and VI subgroups on the vanadium oxidation when heated in air. — *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov* (Physico-Chemical Mechanics of Materials), 1985, vol. 21, № 5, pp. 6—8 (in Russian).

AUTHORS

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

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

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

Kravtsova 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

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

Ovchinnikov S.V. 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, tyuments@phys.tsu.ru

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

Pinzhin Yu.P. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia

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

Received 9 October 2013

Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2014, vol. 37, issue 1, pp. 13—17.