УДК 548.4:538.951

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА V—4Ti—4Cr

И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев (Томский государственный университет, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия), В.М. Чернов, М.М. Потапенко (Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара (ОАО «ВНИИНМ», Москва, Россия)

Обобщены результаты исследования влияния режимов термомеханической обработки (ТМО) на микроструктуру, механические свойства, механизмы пластической деформации и разрушения сплава V—4Ti—4Cr. Установлены взаимосвязи микроструктуры этого сплава с уровнем прочности и пластичности. Представлены режимы ТМО, обеспечивающие однородное по объёму распределение высокодисперсных частиц на основе фаз внедрения и значительное увеличение их плотности, что приводит к повышению термической стабильности микроструктуры и увеличению кратковременной прочности сплава V—4Ti—4Cr в широком (от 20 до 800 °C) интервале температур при сохранении достаточно высокого запаса пластичности.

Ключевые слова: ванадиевые сплавы, гетерофазная структура, термомеханическая обработка, многократное всестороннее прессование, прочность, пластичность, упрочнение, электронная микроскопия, мелкодисперсные частицы неметаллических фаз, дисперсное упрочнение, субструктурное упрочнение.

INFLUENCE OF THERMOMECHANICAL TREATMENT MODES ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF V—4Ti—4Cr ALLOY. I.A. DITENBERG, A.N. TYUMENTSEV V.M. CHERNOV, M.M. POTAPENKO. Investigation results of thermomechanical treatment (TMT) modes influence on microstructure, mechanical properties, mechanisms of plastic deformation and fracture of V—4Ti—4Cr alloy were generalized. Interrelation of microstructure with strength and ductility level of this alloy was established. TMT modes that provide homogeneous volume distribution of finely dispersed interstitial-based particles and considerable growth of their density were offered. The use of such modes results in microstructure thermal stability increase and growth of short-time strength of V—4Ti—4Cr alloy in broad (from 20 to 800 °C) temperature range while maintaining sufficiently high ductility margin.

Key words: vanadium alloys, heterophase structure, thermomechanical treatment, multiple multi-directional forge molding, strength, plasticity, strengthening, electron microscopy, fine-dispersed nonmetallic phase particles, disperse strengthening, substructural strengthening.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно [1—5], характерной особенностью ванадиевых сплавов, в том числе малоактивируемых сплавов системы V—4Ti—4Cr, является высокая чувствительность их механических свойств и закономерностей структурных изменений в различных условиях термического и радиационного воздействия к содержанию элементов внедрения. В работах [1, 2] показано, что загрязнение (или специальное легирование) этими элементами на стадии получения слитка, последующей ТМО или проведения испытаний при повышенных температурах переводит их в разряд гетерофазных сплавов со сложной последовательностью фазовых превращений. При этом существенное влияние на микроструктуру и механические свойства сплава может оказывать формирование пересыщенных твёрдых растворов элементов внедрения и процессов их распада с образованием частиц вторичных фаз.

Принципиальная возможность модификации в процессе ТМО гетерофазной и дефектной структуры сплавов системы V—4Ti—4Cr путём оптимизации режимов их технологической обработки и тщательного контроля или контролируемого легирования этих сплавов элементами внедрения показана в работах [1, 6—8]. Этот подход обеспечивает получение значительно более однородного по объёму по сравнению с известными режимами ТМО [9, 10] распределения частиц оксикарбонитридных фаз, увеличения объёмной доли мелкодисперсной фракции этих частиц и повышения термической стабильности микроструктуры изучаемых сплавов.

В настоящей работе проведено обобщение экспериментальных результатов по исследованию влияния методов и режимов ТМО на особенности модификации структуры и механических свойств сплава V—4Ti—4Cr.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проведены с использованием образцов сплава V—4,36Cr—4,21Ti—0,013C—0,011N—0,02O (вес. %). Режимы получения слитков этого сплава, последующая технологическая об-

работка и стандартный режим ТМО представлены в [9, 10]. Альтернативные режимы ТМО, включающие в качестве деформационной обработки прокатку и многократное всестороннее прессование (МВП), приведены в работах [1, 6—8].

Структурные исследования проводили методами оптической металлографии на микроскопах Olympus GX-71 и НЕОРНОТ-21, сканирующей электронной микроскопии на приборах Philips SEM515 и Quanta 200 3D и просвечивающей электронной микроскопии на электронных микроскопах Philips CM30 и ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 300 и 125 кВ соответственно. Тонкие фольги для электронно-микроскопических исследований готовили методом струйной электрополировки в 20%-ном растворе серной кислоты в метаноле при напряжении 20 В. Электрополировку образцов для оптической металлографии проводили на плоских электродах из нержавеющей стали в указанном электролите при напряжении 10—15 В. Для выявления дефектной и зёрненной структуры применяли электролитическое травление в 15%-ном растворе щавелевой кислоты в метиловом спирте при напряжении 70 В.

Механические испытания осуществляли в вакууме $\sim(2,5\text{—}6,5)10^{-3}$ Па при температуре 20 и 800 °С методом активного растяжения со скоростью деформации $\dot{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ с использованием образцов в форме двойных лопаток с размером рабочей части $15 \times 3 \times 0,5$ мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе [1] было показано, что в изучаемом сплаве в литом состоянии на границах и в объёме равноосных зёрен размером ~ 1 мм (рис. 1, а) наблюдается высокая плотность частиц второй фазы, имеющих форму тонких пластин толщиной до 100—150 нм и размером в двух других измерениях до нескольких десятков микрометров. Как правило, такие частицы выстраиваются в цепочки выделений в объёме зёрен и формируют сплошные плёнки указанной толщины на межзёренных границах. Было установлено [1], что они представляют собой сложные оксикарбонитридные ГЦК-фазы на основе Ti и V с широким спектром составов.

Рис. 1. Металлографическое изображение микроструктуры сплава V—4Ti—4Cr в литом состоянии (а) и после обработки горячим выдавливанием, прессованием и осадкой в диапазоне температур 850—1100 °С (б) [9, 10]

Известным способом [9, 10] модификации гетерофазной структуры сплавов системы V—4Ti—4Cr является использование ТМО с применением прокатки в качестве метода деформационного (механического) воздействия. Сравним два таких режима ТМО: стандартный (далее режим I), заключающийся в нескольких циклах прокатки ($\epsilon \approx 50\%$) с промежуточными отжигами при $T = 1000$ °С, и режим II, отличающийся от режима I уменьшением температуры промежуточных отжигов на начальных циклах обработки «деформация + отжиг».

МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА V—4Ti—4Cr ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО СТАНДАРТНОМУ РЕЖИМУ

В процессе ТМО по режиму I в полной мере модифицировать неоднородное грубодисперсное распределение оксикарбонитридов не удаётся (рис. 2, а, б). При этом наряду с зонами однородного распределения частиц размером десятки нанометров (см. рис. 2, а) наблюдаются более грубодисперсные (размером сотни нанометров) выделения оксикарбонитридов (см. рис. 2, в).

Рис. 2. Микроструктура ванадиевого сплава после ТМО по режиму I. Частицы, закрепляющие дислокации, и границы зёрен (а), зона упругой деформации (б) и следы пластической релаксации (в) высоких локальных напряжений на границе зерна

Электронно-микроскопическое исследование зёрновой и дефектной микроструктуры образцов, обработанных по режиму I, показало, что частицы оксикарбонитридных фаз оказывают значительное влияние на процессы их возврата и рекристаллизации при $T = 1000$ °С. Как видно на рис. 2, а, они, во-первых, тормозят миграцию границ зёрен, формирующихся в ходе промежуточных отжигов, и, следовательно, определяют параметры зёрновой структуры. Во-вторых, закрепляют индивидуальные дислокации, контролируя процессы первичной рекристаллизации. Частицы размером десятые доли микрона и более являются источниками высоких локальных напряжений (см. рис. 2, б, в), превышающих величину предела текучести, о чём свидетельствуют следы их пластической релаксации в виде ступенек скольжения в окрестности границ зёрен (см. рис. 2, в).

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИКАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПУТЁМ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЗМА ПРЕВРАЩЕНИЯ $V_nC \rightarrow TiV(C, N, O)$

В работах [1, 11] показано, что в карбидно-упрочнённых сплавах на основе V в зависимости от кинетических условий фазовых превращений могут быть реализованы разные механизмы превращения метастабильных карбидов ванадия (V_nC) в частицы стабильных оксикарбонитридных фаз $TiV(C, N, O)$:

— превращение «на месте», когда реакция образования стабильных фаз осуществляется на месте грубодисперсных метастабильных фаз и приводит к неоднородной грубодисперсной гетерофазной структуре;

— путём растворения метастабильных карбидов ванадия с последующим выделением стабильной фазы из твёрдого раствора с возможностью формирования однородного по объёму высокодисперсного распределения частиц $TiV(C, N, O)$.

В [1] разработаны кинетические критерии реализации этих механизмов и показано, что в сплавах V—4Ti—4Cr формирование гетерофазной структуры с однородным по объёму распределением частиц оксикарбонитридных фаз высокой дисперсности возможно, во-первых, путём исключения образования грубодисперсной фазы в процессе гомогенизации слитка, во-вторых, путём создания кинетических условий реализации второго из указанных механизмов превращения $V_nC \rightarrow TiV(C, N, O)$.

Выполнение первого условия требует повышения температуры гомогенизации. Режимы технологического цикла прокатки, обеспечивающие выполнение второго условия, подбираются исходя из анализа зависимости от режимов ТМО величины кинетического параметра ($C_C D_C / C_{Ti} D_{Ti}$), контролирующего механизмы превращения метастабильной фазы в стабильную. Необходимые значения этого параметра достигаются при одновременном выполнении двух условий. Во-первых, при уменьшении температуры промежуточных отжигов в ходе технологического цикла прокатки, обеспечивающем увеличение отношения D_C / D_{Ti} . Во-вторых, при одновременном значительном повышении концентрации углерода в твёр-

дом растворе в процессе превращения. Как известно [11], в ОЦК-сплавах последнее оказывается возможным в структурных состояниях с высокой плотностью дислокаций.

С учётом сказанного в [1] предложена обработка по режиму II (рис. 3, а, б), которая приводит к однородному по объёму распределению высокодисперсных (размером от нескольких до нескольких десятков нанометров) частиц и увеличению их объёмной доли при отсутствии грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз.

Рис. 3. Микроструктура ванадиевого сплава после ТМО по режиму II

Помимо модификации гетерофазной структуры, этот режим обеспечивает повышение термической стабильности дефектной субструктуры. Высокодисперсные выделения оксикарбонитридных фаз, закрепляя индивидуальные дислокации, границы зёрен и малоугловые границы субструктуры, предотвращают рекристаллизацию в ходе заключительного часового отжига образцов при $T = 1000$ °С. При этом в зависимости от условий ТМО в образцах могут формироваться структурные состояния с высокой (более 10^{10} см⁻²) плотностью хаотически распределённых дислокаций (см. рис. 3, а) либо полигональные структуры с размером блоков десятые доли микрона (см. рис. 3, б). Отсутствие грубодисперсных выделений второй фазы приводит к исключению высоких локальных внутренних напряжений, в том числе на границах зёрен.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МНОГОКРАТНОГО ВСЕСТОРОННЕГО ПРЕССОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ «ДЕФОРМАЦИЯ + ОТЖИГ»

Другой подход, обеспечивающий эффективную модификацию зёрненной и гетерофазной структуры сплава V—4Ti—4Cr, заключается в применении метода многократного всестороннего прессования [7, 8], позволяющего деформировать образцы с сохранением их исходной формы без ограничений на величину пластической деформации и количество циклов «деформация + отжиг» в процессе ТМО.

Проиллюстрируем эффективность этого подхода на примере предложенных в [7] режимов III и IV.

Режим III является модификацией режима II, однако в отличие от этого режима в процессе циклической обработки «деформация + отжиг» деформация осуществляется методом многократного всестороннего прессования с суммарной величиной истинной логарифмической деформации на каждом цикле не менее $\epsilon \approx 2$.

Предполагалось, что достижение таких деформаций, во-первых, за счёт увеличения растворимости второй фазы на дефектах кристаллического строения и увеличения диффузионных потоков в полях локальных градиентов напряжений может инициировать более интенсивное растворение грубодисперсных частиц метастабильной фазы с увеличением объёмного содержания высокодисперсной фракции стабильного оксикарбонитрида. Во-вторых, высокая степень деформации должна приводить к измельчению зерна вследствие увеличения количества центров зарождения новых зёрен при отжигах. Уменьшение размеров зёрен, кроме повышения (согласно зависимости Холла—Петча [12, 13]) прочности, может обеспечить и повышение пластичности сплавов.

Результаты исследования микроструктуры после ТМО по режиму III показали (рис. 4), во-первых, отсутствие выделений грубодисперсной фазы и полей высоких внутренних напряжений, во-вторых, значительное уменьшение по сравнению с режимом I размера зёрен. Если после стандартного режима ТМО основной объём материала представлен зёрнами размером $d > 50$ мкм [1], после ТМО по режиму III, как видно на рис. 4, в, большинство зёрен имеют размер $d < 10$ мкм, а максимум гистограммы их распределения по размерам соответствует величине $d \approx 6$ мкм.

Рис. 4. Структура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режиму III: а — растровая электронная микроскопия, картина дифракции обратно рассеянных электронов; б — просвечивающая электронная микроскопия; в — распределение зёрен по размерам (EBSD-анализ)

Отсутствие в процессе ТМО с применением многократного всестороннего прессования ограничений на число циклов «деформация + отжиг» позволило модифицировать термомеханическую обработку для получения предельно высокой дисперсности оксикарбонитридной фазы (режим ТМО IV).

На рис. 5, а представлено темнопольное электронно-микроскопическое изображение этих частиц, полученное в действующем отражении $g = \langle 200 \rangle$ (см. рис. 5, б) стабильного оксикарбонитрида. Как следует из этого рисунка, размер подавляющей доли обнаруженных частиц составляет не более 5 нм. Эти частицы, закрепляя индивидуальные дислокации, подавляют не только рекристаллизацию сплава при стабилизирующем отжиге, но и процессы полигонизации. В результате обработка по этому режиму приводит к формированию сложного высокодефектного структурного состояния, иллюстрации которого приведены на рис. 5.

Рис. 5. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режиму IV: а — наночастицы; б — электронная микродифракция с выделенным окружностью дифракционным максимумом $g = \langle 200 \rangle$ от частиц оксикарбонитридной ГЦК-фазы; в, г — дефектная субструктура

На представленных изображениях наблюдаются два типа субструктуры. Во-первых, полигональная структура с размером полигонов около 0,5 мкм (см. рис. 5, *в*). Во-вторых, представленная на рис. 5, *г* субструктура с более высокой плотностью хаотически распределённых дислокаций.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА V—4Ti—4Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ТМО

На рис. 6 приведены полученные в процессе активного растяжения при разных температурах (20 и 800 °C) кривые деформации образцов сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режимам I—IV. Определённые при этом характеристики кратковременной прочности (предел текучести) и пластичности (δ) приведены в табл. 1.

Рис. 6. Кривые деформации сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режимам I—IV. Температура испытаний 20 (*а*) и 800 °C (*б*)

Т а б л и ц а 1. Характеристики кратковременной прочности и пластичности

Режим обработки	Температура испытаний			
	$T = 20\text{ °C}$		$T = 800\text{ °C}$	
	Предел текучести, МПа	δ , %	Предел текучести, МПа	δ , %
I	290—307	19—21	172—183	18—20
II	321—335	16—18	227—238	9—12
III	377—383	23—24	269—285	13—15
IV	395—420	15—17	338—372	13—14

δ — величина относительного удлинения до образования шейки.

Как видно, использование в процессе ТМО режима II позволяет на 10% увеличить предел текучести при 20 °C и почти на 30% при 800 °C при незначительном снижении пластичности материала при этих температурах.

Более существенного увеличения предела текучести как при 20 °C, так и при 800 °C удаётся достичь при использовании режима II в комбинации с методом многократного всестороннего прессования (режим III). Применение этого режима обеспечивает увеличение (по сравнению с режимом I) предела текучести примерно на 25% при 20 °C и более чем на 50% при 800 °C. При этом величина относительного удлинения по сравнению с режимом II, несмотря на повышение прочности, увеличивается, а при комнатной температуре эта величина оказывается выше даже по сравнению с традиционным режимом ТМО. Максимальные эффекты упрочнения (на 35% при 20 °C и почти 2-кратное при 800 °C) достигнуты после ТМО по режиму IV, обеспечивающему формирование субструктуры с высокой плотностью дефектов, закрепленных частицами оксикарбонитридной фазы размером менее 5 нм.

О МЕХАНИЗМАХ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА V—4Ti—4Cr В ПРОЦЕССЕ ТМО

Высокие значения эффектов упрочнения (см. табл. 1) при формировании наночастиц оксикарбонитридной фазы свидетельствуют, с одной стороны, о важной роли дисперсного упрочнения в увеличении прочности сплава в процессе ТМО, с другой — об огибании этих частиц дислокациями по механизму типа механизма Орована [15]. Для выяснения эффективности такого упрочнения проведём оценки величины напряжения Орована в зависимости от параметров гетерофазной структуры — объёмного содержания и размеров частиц второй фазы. В первом приближении это напряжение можно оценить по формуле [14]

$$\Delta\sigma \approx G|b|/\lambda. \quad (1)$$

Здесь $G \approx 47\,000$ МПа [15] — модуль сдвига ванадия; $|b| \approx 0,262$ нм — модуль вектора Бюргерса дислокации [15]; $\lambda \approx R(2\pi/3f)^{1/2}$ — расстояние между частицами [14]; R — радиус частиц; f — их объёмная доля.

Оценка зависимости $\Delta\sigma$ от размеров дисперсных частиц второй фазы проведена для объёмных соединений оксикарбонитрида, которые могут быть достигнуты в сплавах V—4Ti—4Cr производства России, Японии и США. Согласно [1] суммарная концентрация элементов внедрения C, N, O составляет в этих сплавах 0,044, 0,036 и 0,067% вес. соответственно. Выделяющиеся мелкодисперсные частицы оксикарбонитридной фазы $\text{TiV}_x(\text{C}, \text{N}, \text{O})_{1-x}$ имеют ГЦК-решётку с параметром $a \approx 0,42$ нм. В предположении, что в этой фазе стехиометрический коэффициент $x \approx 0,5$, легко показать, что при указанных значениях концентрации элементов внедрения объёмное содержание частиц оксикарбонитридной фазы может достигать значений $f \approx 0,16, 0,24, 0,30\%$. Результаты оценок приведены в табл. 2.

Таблица 2. Расчётные значения напряжений Орована в сплаве V—4Ti—4Cr в зависимости от размеров частиц второй фазы

Объёмная доля частиц f , %	Размер частиц (диаметр — $2R$), нм			
	5	10	20	30
	Напряжение Орована $\Delta\sigma$, МПа			
0,16	140	70	34	23
0,24	170	85	42	28
0,30	200	90	48	30

Как видно из этой таблицы, высокие (около 100 МПа) эффекты упрочнения могут быть достигнуты в относительно чистом ($f \leq 0,16\%$) по примесям внедрения сплаве при уменьшении размера частиц до нескольких нанометров. При концентрации элементов внедрения $f \approx 0,24—0,30\%$ 1,5-кратное повышение ($\Delta\sigma = 80—90$ МПа) исходной (после режима I) прочности исследуемых сплавов может быть достигнуто при размере частиц не более 10 нм.

В изученном в настоящей работе сплаве российского производства максимальный эффект упрочнения при объёмной доле оксикарбонитридной фазы $f \approx 0,24\%$ составляет $\Delta\sigma \approx 170$ МПа. Эти оценки подтверждают сделанное предположение о важной роли дисперсного упрочнения в повышении прочности сплава V—4Ti—4Cr в процессе ТМО по новым режимам.

Другим фактором упрочнения является уменьшение размеров зёрен, приводящее к увеличению предела текучести поликристаллического материала в соответствии с соотношением Холла—Петча [12, 13]:

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (2)$$

где σ_0 и K — константы.

В соответствии с этим соотношением в ванадии при величине $K \approx 0,36$ кГ/мм^{3/2} = 3,53 МПа·мм^{1/2} [12, 13] в процессе ТМО увеличение предела текучести $\Delta\sigma$ за счёт уменьшения размера зерна от 50 мкм (после ТМО I) до 6 мкм (после ТМО III) должно составлять $\Delta\sigma \approx 30$ МПа. Как видно из табл. 1 ($\Delta\sigma_{\text{эксп}} \approx 90$ МПа), это треть экспериментально наблюдаемой величины упрочнения. Остальные 2/3 связаны, очевидно, с повышением эффективности дисперсного упрочнения вследствие увеличения объёмного содержания мелкодисперсной фазы.

Как видно, максимальное увеличение предела текучести $\Delta\sigma$ достигается при использовании режима IV, обеспечивающего, с одной стороны, наиболее эффективное дисперсное упрочнение с максимально высокой дисперсностью частиц второй фазы, с другой — формирование в процессе ТМО полигонального структурного состояния, закрепленного этими наноразмерными частицами. Фактически этот режим ТМО позволяет реализовать совместное дисперсное плюс субструктурное упрочнение, при котором, как известно [11, 12, 16], удаётся достигнуть оптимального сочетания высокой прочности и достаточного уровня пластичности.

Необходимо отметить, что представленные оценки вклада зернограницного и дисперсного упрочнения в увеличение предела текучести после ТМО по разным режимам являются довольно грубыми и не учитывают всей сложности и специфики данных процессов, а также проведены без учёта влияния температуры. Тем не менее они совместно с приведёнными экспериментальными результатами наглядно иллюстрируют качественные возможности предлагаемых подходов при модификации гетерофазной и зерённой структуры для получения необходимого уровня прочностных свойств сплава V—4Ti—4Cr.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Перспективным направлением модификации микроструктуры для повышения высокотемпературной прочности сплава V—4Ti—4Cr является термомеханическая обработка с применением метода многократного всестороннего прессования. Применение этого метода позволяет получать структурные состояния с высокой запасённой энергией деформации, обеспечивающие возможность значительного уменьшения размеров зёрен и более эффективного по сравнению со стандартным режимом модифицирования гетерофазной структуры с формированием на заключительной стадии обработки мелкозернистых и субмикрокристаллических состояний с более однородным пространственным распределением мелкодисперсных частиц второй фазы.

В результате указанных обработок достигается значительное (1,5-кратное при комнатной температуре и 2-кратное при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) увеличение предела текучести при сохранении относительно высокого запаса пластичности. Предполагается, что высокие эффекты упрочнения связаны с дисперсным упрочнением при формировании стабильных наноразмерных частиц оксикарбонитридной фазы и зернограницным упрочнением при уменьшении размеров зёрен.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Президента Российской Федерации (МК-658.2009.8) и РФФИ (грант № 09-03-99007-р_офи) и государственных контрактов Федерального агентства по образованию № П2544 от 20.11.2009 и № Н.ж.16.05.09.2218 от 29.07.2009. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

REFERENCES

1. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P. et al.** Effect of the modes of thermomechanical treatment on the regularities of formation of heterophase 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).
2. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P. et al.** 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.
3. **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.
4. **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.
5. **Hatekeyama M., Watanabe H., Muroga T., Yoshida N.** The precipitation behavior of ion irradiated V—4Cr—4Ti alloys at various oxygen and nitrogen levels. — Ibid., pp. 420—424.
6. **Pinzhin Yu.P., Tyumentsev A.N., Litovchenko I.Yu. et al.** Effect of the modes of thermomechanical treatment on the regularities of formation of heterophase and grain structure of V—4Ti—4Cr alloys. — Fizicheskaya mezomekhanika (Physical mesomechanics), 2004, vol. 7 (spec. issue), part 2, pp. 223—226 (in Russian).
7. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P. et al.** Way of alloys thermomechanical processing based on vanadium. Patent for invention № 2360012 C1 RU MPK C21D 8/00 (2006.01). № 2007136404/02. Tend. on 01 October 2007 Publ. 27 June 2009 Bull. № 18 (in Russian).
8. **Grinyaev K.V., Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Chernyaev V.M.** Effect of the modes of multiple comprehensive pressing on the microstructure and mechanical properties of the alloy V—4%Ti—4%Cr. — Perspektivnye materialy (Perspective materials) (spec. issue), 2009, № 7, pp. 89—93 (in Russian).
9. **Potapenko M.M., Vatulin A.V., Vedernikov G.P. et al.** Low activated structural alloys V—(4—5)Ti—(4—5)Cr. — 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).
10. **Potapenko M.M., Shikov A.K., Chernov V.M. et al.** Production of ingots and flat-rolled from low activated high-purity vanadium alloys. — In the same place, 2005, issue (64), pp. 1340—347 (in Russian).
11. **Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Sukhovarov V.F.** Dispersed hardening of refractory metals. — Novosibirsk: Nauka (Science), Sib. branch, 1989. 211 p. (in Russian).
12. **Trefilov V.I., Mil'man Yu.V., Firstov S.A.** Physical basis of refractory metals strength. — Kiev: Naukova dumka, 1975. 316 p. (in Russian).

13. **Konrad G.** Ultrasmall grain in metals. — М.: Metallurgiya (Metallurgy), 1973. 206 p. (in Russian).
14. **Martin D.U.** Micromechanisms of alloys dispersing hardening. — М.: Metallurgiya (Metallurgy), 1983. 168 p. (in Russian).
15. **Khirt Dzh., Lote I.** Dislocation theory. — М.: Atomizdat, 1972. 600 p. (in Russian).
16. **Grigorovich V.K., Sheftel' E.N.** Dispersed hardening of refractory metals. — М.: Nauka (Science), 1980. 304 p. (in Russian).

AUTHORS

Ditenberg I.A. Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; ditenberg_i@mail.ru.

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

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

Received 17 March 2011
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2011, issue 2, pp. 28—35.