

УДК 538.911; 548.4; 669.292.5; 620.186.8

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ V—4Ti—4Cr—(C, O, N) В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А.Н. Тюменцев^{1, 2}, И.А. Дитенберг^{1, 2}, К.В. Гриняев¹, И.В. Смирнов¹, Ю.П. Пинжин¹,
А.Д. Коротаев², В.М. Чернов^{3, 4}, М.М. Потапенко³, М.В. Кравцова³, К.А. Мороз³, Н.А. Дегтярев³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия

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

Обобщены результаты исследования влияния режимов термомеханической обработки (ТМО) на закономерности фазовых превращений, микроструктуру и механические свойства малоактивируемых сплавов системы V—4Ti—4Cr—(C, O, N). Установлены механизмы этих превращений и взаимосвязи микроструктуры с уровнем прочности и пластичности. Представлены режимы ТМО, обеспечивающие однородное по объёму распределение наноразмерных частиц стабильного оксикарбонитрида, значительное увеличение их плотности (дисперсности) и повышение термической стабильности микроструктуры. Показано, что эти режимы приводят к значительному (на 30—60%) увеличению кратковременной прочности сплавов в широком (от 293 до 1073 К) интервале температур при сохранении достаточно высокого запаса пластичности.

Ключевые слова: сплав V—4Ti—4Cr, термомеханическая обработка, микроструктура, дисперсное упрочнение, фазы внедрения, электронная микроскопия, механические свойства.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-ACTIVATION V—4Ti—4Cr—(C, O, N) VANADIUM ALLOYS DEPENDING ON THE CONDITIONS OF THEIR TECHNOLOGICAL AND THERMOMECHANICAL TREATMENT

A.N. Tyumentsev^{1, 2}, I.A. Ditenberg^{1, 2}, K.V. Grinyayev¹, I.V. Smirnov¹, Yu.P. Pinzhin¹, A.D. Korotaev²,
V.M. Chernov^{3, 4}, M.M. Potapenko³, M.V. Kravtsova³, K.A. Moroz³, N.A. Degtyarev³

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

²Tomsk State University, Tomsk, Russia

³JSC Bochvar High-Technology Research Institute for Inorganic Materials, Moscow, Russia

⁴National Research Nuclear Institute MEPhI, Moscow, Russia

The results of studying the effect of thermomechanical treatment (TMT) regimes on the regularities of phase transformations, microstructure, and mechanical properties of low-activation alloys of the V—4Ti—4Cr—(C, O, N) system are summarized. The mechanisms of these transformations and the relationship between the microstructure and the level of strength and plasticity have been established. TMT regimes are presented that provide a uniform volume distribution of nanosized particles of stable oxycarbonitride, a significant increase in their density (dispersion) and an increase in the thermal stability of the microstructure. It is shown that these regimes lead to a significant (by 30—60%) increase in the short-term strength of alloys in a wide (from 293 to 1073 K) temperature range, while maintaining a sufficiently high plasticity.

Key words: V—4Ti—4Cr alloy, thermomechanical treatment, microstructure, dispersion strengthening, interstitial phases, electron microscopy, mechanical properties.

DOI: 10.21517/0202-3822-2022-45-2-72-87

ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных направлений создания конструкционных материалов для активных зон энергетических ядерных (быстрых) и термоядерных реакторов является разработка малоактивируемых сплавов ванадия типа V—(4 ± 0,5%)Ti—(4 ± 0,5%)Cr—(C, O, N) [1—3].

Высокая химическая активность ванадиевых сплавов к элементам внедрения (C, O, N) совместно с обогащением этими элементами в процессе получения слитков и их последующих технологических обработок переводит эти сплавы в разряд гетерофазных дисперсионно-твердеющих сплавов со сложной последовательностью структурно-фазовых превращений. Это приводит к сильной зависимости их микроструктуры и физико-механических свойств от условий такой обработки, включая режимы термомеханической обработки (ТМО) полуфабрикатов и изделий [4—17].

Указанные особенности сплавов ванадия открывают возможности для модификации их микроструктуры и, как следствие, физико-механических свойств сплавов в процессе ТМО. Среди них:

- формирование более однородного по объёму распределения высокодисперсных частиц оксикарбонитридных, оксидных и карбидных фаз в объёме и границах зёрен;
- увеличение объёмной доли наноразмерных выделений этих фаз со значительным повышением эффективности дисперсного упрочнения;
- повышение термической стабильности гетерофазной и дефектной субструктуры и температуры рекристаллизации;
- исключение грубодисперсных выделений частиц неметаллических фаз как потенциальных источников разрушения и снижения пластичности в интервале пониженной температуры.

В совокупности это свидетельствует о хороших перспективах существенного повышения физико-механических свойств сплавов V—4Ti—4Cr—(C, O, N) путём разработки новых режимов их термомеханической обработки.

В настоящей работе обобщены результаты исследования влияния режимов ТМО на микроструктуру и механические свойства сплавов ванадия системы V—4Ti—4Cr—(C, O, N). Выявлены основные закономерности и механизмы фазовых превращений на различных технологических стадиях получения и переработки сплавов ванадия в зависимости от режимов их обработки. Представлены режимы обработки, обеспечивающие однородное по объёму распределение наноразмерных частиц на основе фаз внедрения, увеличение их объёмной плотности, повышение термической стабильности микроструктуры и значительное увеличение кратковременной прочности в широком интервале (от 20 до 800 °C) температур при сохранении достаточно высокого запаса пластичности. Установлены взаимосвязи микроструктуры этих сплавов с характеристиками их прочности и пластичности.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ V—4Ti—4Cr—(C, O, N) В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Особенности фазовых превращений в процессе технологических обработок сплавов V—4Ti—4Cr—(C, O, N) в условиях стандартных режимов ТМО. С использованием сплава V—4,36Cr—4,21Ti—0,013C—0,02O—0,01N (вес. %) производства России (ВНИИНМ им. А.А. Бочвара) выявлена последовательность фазовых и структурных превращений в процессе полного цикла стандартной технологической обработки слитка — от его гомогенизации до холодной прокатки в лист толщиной от 5 до 0,3 мм. Сплав получали в виде слитков весом 30—110 кг. Указанный стандартный режим обработки (далее ТМО-I) включает следующие этапы.

ТМО-I:

- гомогенизирующий отжиг слитка при температуре 1573 К в течение 8 ч;
- нагрев до температуры 1123—1273 К с выдержкой при этой температуре в течение 1,5—2 ч и горячее выдавливание в прутки толщиной около 60 мм;
- отжиг при $T = 1223—1373$ К в течение 1 ч и осадка при комнатной температуре на гидравлическом прессе со степенью деформации не более 50% с последующим отжигом в диапазоне температуры 1223—1373 К;
- несколько циклов деформация прокаткой $\varepsilon = 50\%$ при $T = 293$ К + отжиг при $T = 1223—1373$ К с получением пластин разной (от 0,3 до 4,5 мм) толщины.

Структурные исследования проводили методами оптической металлографии на микроскопах Olympus GX-71 и NEOPHOT-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 ускоряющих напряжениях 300 и 125 кВ соответственно. Электронографический анализ выделений оксикарбонитридных фаз проведён с точностью $\pm 0,001$ нм. Методики получения слитков, их последующей технологической обработки и приготовления образцов для электронно-микроскопических исследований представлены в работах [1, 15, 17].

В литом состоянии, как показано в работах [8, 16, 17], в изучаемом сплаве на границах и в объёме зёрен размером около 1 мм наблюдаются выделения второй фазы, имеющие форму пластин толщиной до 100—150 нм и размером в двух других измерениях до нескольких десятков микрометров (рис. 1, а, в). Они выстраиваются в цепочки выделений в объёме зёрен и формируют сплошные плёнки указанной толщины на межзёренных границах. Электронографический анализ показал (см. рис. 1, в), что эти выделения являются ГЦК-фазой с параметрами решётки в пределах от $0,424 \pm 0,001$ до $0,428 \pm 0,001$ нм. Сравнение с имеющими ГЦК-решётку карбидами и нитридами титана и ванадия (TiC — $a \approx 0,430$ нм; VC — $a \approx 0,414$ нм; TiN — $a \approx 0,423$ нм; VN — $a \approx 0,413$ нм [18]) свидетельствует о том, что указанные выделения можно отнести к оксикарбонитридам $\text{VTi}(\text{C}, \text{N}, \text{O})$ переменного элементного состава.

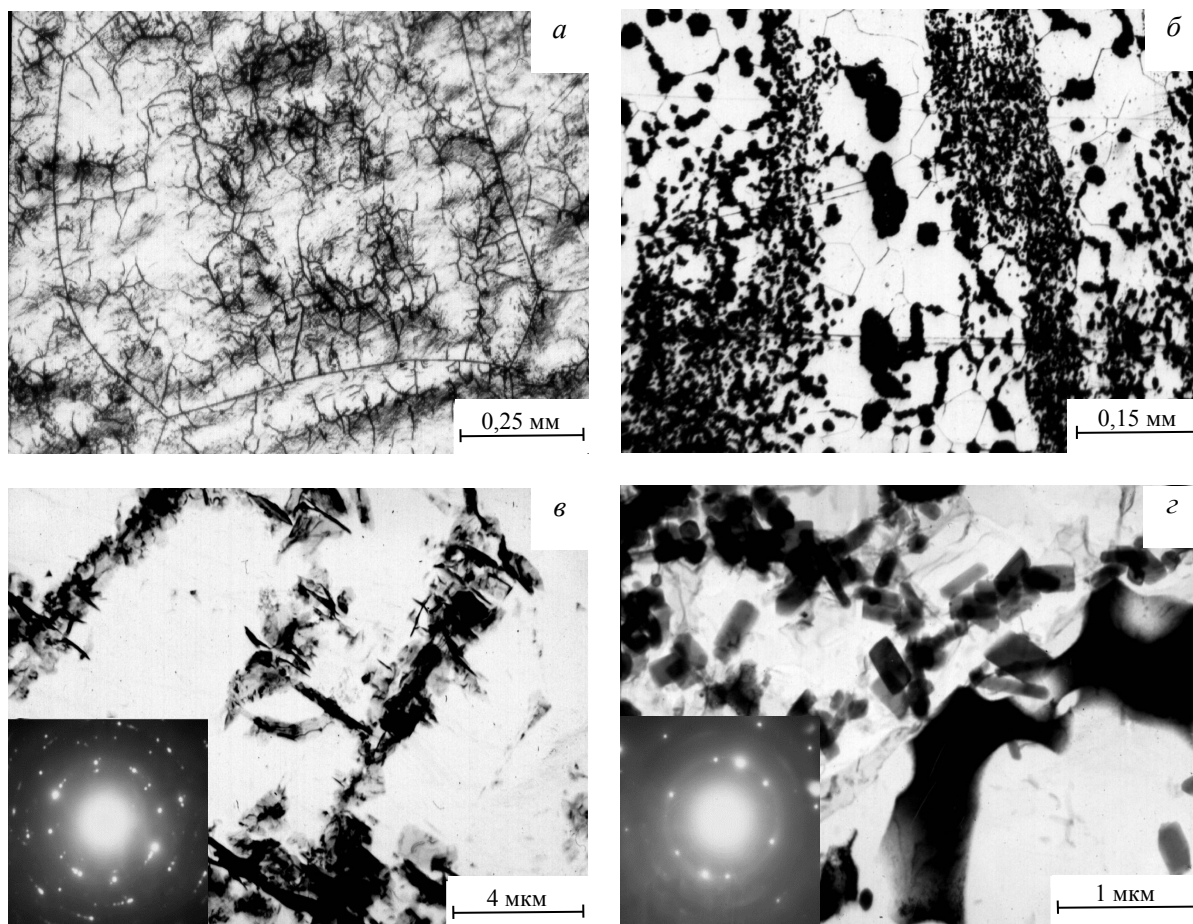


Рис. 1. Микроструктура сплава $\text{V}-4\text{Ti}-4\text{Cr}$ в литом состоянии (а, в) и после горячего выдавливания, прессования и осадки при комнатной температуре с последующим отжигом в диапазоне температуры 1223—1373 К (б, г): а, б — оптическая металлография; в, г — просвечивающая электронная микроскопия на репликах с экстракцией грубодисперсных частиц ГЦК-фазы с параметрами решётки $0,426 \pm 0,001$ нм (в) и $0,427 \pm 0,001$ нм (г)

Для анализа закономерностей их образования существенно, что характерной особенностью ванадиевых сплавов являются низкая растворимость углерода [19] и высокая скорость образования карбидов ванадия [20]. При этом в двойных системах $\text{V}-\text{C}$ уже при относительно низкой (около 600 К) температуре или в процессе охлаждения после высокотемпературных отжигов выделяются грубодисперсные пластинчатые выделения карбида V_2C с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решёткой [20]. В соответствии с [19] при концентрации углерода около 0,013% вес. температура однофазного состояния, с которой начинается образование указанных выделений в процессе охлаждения после термообработок, близка к $T = 1473$ К.

Кроме того, согласно [19, 21] Ti обладает значительно более высокой по сравнению с ванадием активностью к углероду, азоту и кислороду. Поэтому легирование ванадиевых сплавов с указанными элементами внедрения титаном приводит к тому, что термодинамически стабильными неметаллическими фазами в них являются сложные (легированные ванадием) карбиды (при наличии кислорода и азота — оксикарбиды или оксикарбонитриды) на основе титана типа $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$. Однако вследствие значительно более низкой по сравнению с углеродом диффузионной подвижности Ti и при ограниченных временах формирования неметаллической фазы в процессе охлаждения слитка на первом этапе фазового

превращения концентрация титана в карбидной фазе должна быть значительно ниже концентрации ванадия. Поэтому обнаруживаемые в слитке пластинчатые выделения грубодисперсной фазы представляют собой выделившиеся в процессе его охлаждения частицы метастабильного карбида VTi(C, O, N) с высоким содержанием ванадия и углерода. Элементный состав выделяющихся таким образом частиц может меняться в зависимости от условий (в объёме или на границах зёрен, скорости, температурные интервалы и др.) их образования. Последнее является, по-видимому, причиной значительных (от 0,424 до 0,428 нм) различий в параметрах решётки оксикарбонитридной фазы в литом состоянии.

После горячего выдавливания, прессования и осадки (3-го этапа представленного ТМО-I) характерной особенностью микроструктуры исследуемого сплава является более высокая по сравнению со слитком неоднородность распределения и дисперсности оксикарбонитридной фазы (см. рис. 1, б). Как видно из этого рисунка, пространственные масштабы этих неоднородностей составляют сотни микрон. При этом можно выделить три типа частиц второй фазы:

- грубодисперсные пластинчатые выделения толщиной до 0,5—1 мкм и размером в двух других измерениях до нескольких десятков мкм (см. рис. 1, б, з);
- относительно грубодисперсные равноосные частицы второй фазы размером до 1—2 мкм;
- пластинчатые выделения оксикарбонитридной фазы толщиной от ~10 до 100 нм.

Все указанные частицы имеют ГЦК-решётку. Параметр решётки выделений 1-го типа $a = 0,427 \pm 0,001$ нм. Параметры решётки частиц 2-го и 3-го типа меняются в пределах от $0,414 \pm 0,001$ до $0,436 \pm 0,001$ нм, что свидетельствует о наличии в материале выделений оксикарбонитридных фаз различного элементного состава.

После заключительного этапа ТМО-I (многократной прокатки при комнатной температуре с промежуточными отжигами при $T = 1273$ К) высокая неоднородность гетерофазной структуры с высокой плотностью указанных грубодисперсных выделений оксикарбонитридов, характерная для структурного состояния заготовки после осадки (см. рис. 1, б, з), сохраняется. На оптических микрофотографиях (рис. 2, а) эти

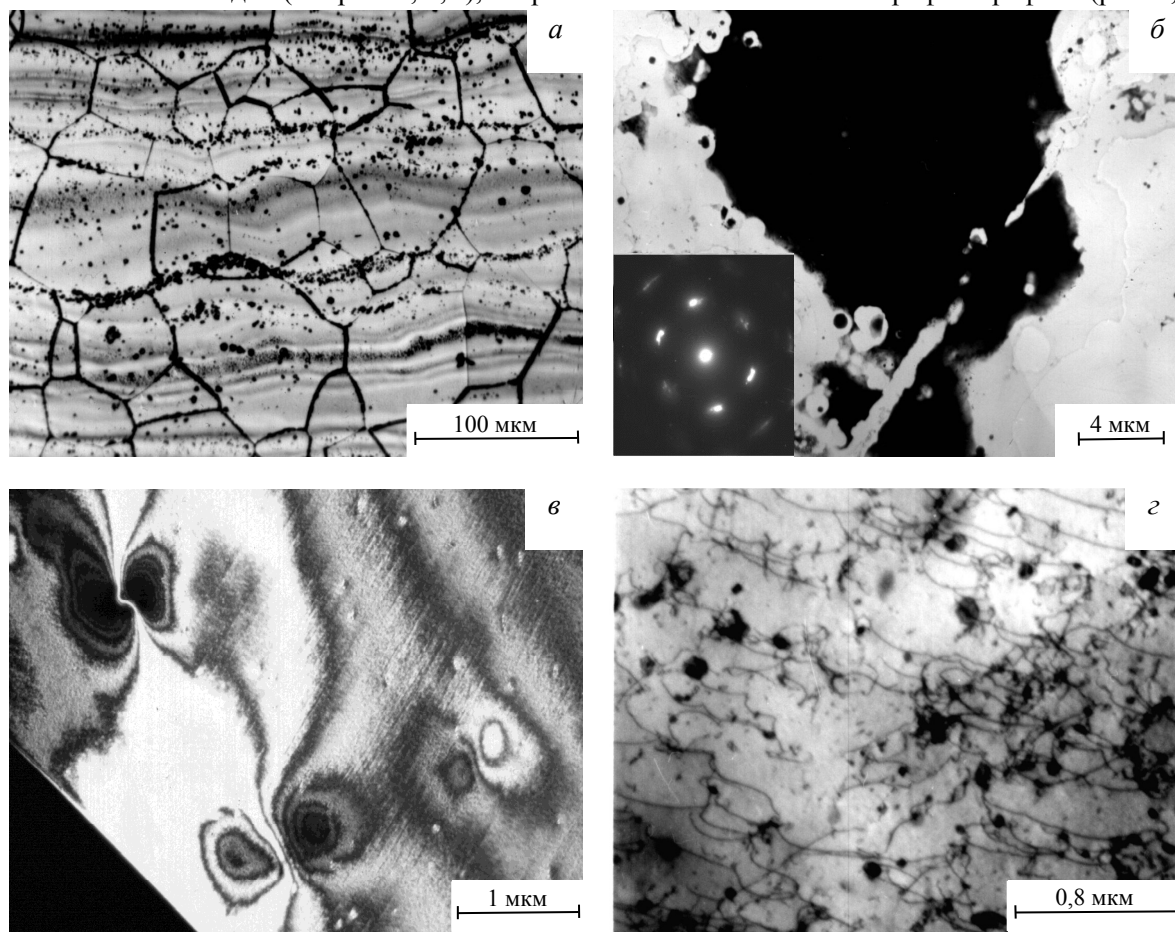


Рис. 2. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО-I. Прокатка в лист толщиной 2,5 (а, б), 0,3 (в) и 1 мм (г) с заключительными отжигами 1273 К 1 ч: а — оптическая металлография; б — реплика с экстракцией грубодисперсной частицы ГЦК-фазы с параметром решётки $0,432 \pm 0,001$ нм; в, г — просвечивающая электронная микроскопия в тонких фольгах в зонах высоких внутренних напряжений (в) и образования мелкодисперсных частиц TiV(C, O, N) из твёрдого раствора (г)

выделения наблюдаются в виде цепочек, параллельных направлению прокатки. При этом обнаружены следующие изменения особенностей гетерофазной структуры [8, 16, 17]:

— увеличение (от $0,427 \pm 0,001$ до $(0,432—0,438) \pm 0,001$ нм) параметров решётки грубодисперсных (см. рис. 2, б, в) выделений оксикарбонитридной фазы. Сравнение с параметрами решётки ГЦК-модификаций карбидов и нитридов ванадия и титана свидетельствует о том, что такое увеличение может быть следствием увеличения в частицах $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ концентрации титана и углерода;

— появление участков с высокой плотностью более высокодисперсных (размером от нескольких до нескольких десятков нанометров, см. рис. 2, з) частиц $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ с параметром решётки $a = 0,430 \pm 0,001$ нм. На наш взгляд, эти частицы формируются путём выделения из пересыщенного твёрдого раствора в зонах повышенной концентрации углерода, в том числе в условиях частичного растворения метастабильного оксикарбонитрида.

Электронно-микроскопическое исследование зёрненной и дефектной микроструктуры прокатанных образцов показало, что частицы оксикарбонитридных фаз оказывают влияние на процессы возврата и рекристаллизации при $T = 1273$ К. Они тормозят миграцию границ зёрен (см. рис. 2, а), закрепляют индивидуальные дислокации (см. рис. 2, з), контролируя таким образом процессы первичной и собирательной рекристаллизации. Частицы размером десятки доли микрона и более являются источниками высоких локальных внутренних напряжений (см. рис. 2, в).

О механизмах фазовых превращений в сплаве $\text{V—4Ti—4Cr—}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ в зависимости от режимов ТМО. Как видно из изложенного, результатом стандартного режима ТМО-I является превращение в процессе охлаждения слитка выделений метастабильной фазы на основе ванадия и углерода в термодинамически стабильные частицы $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ с более высоким содержанием титана, кислорода и азота. Наиболее неблагоприятными особенностями формирующихся при этом структурно-фазовых состояний являются их высокая пространственная неоднородность и наличие грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз, приводящие к значительному снижению эффективности дисперсного упрочнения и низкотемпературной пластичности. Для выявления возможностей модификации таких состояний чрезвычайно важными являются вопросы, во-первых, о температурных интервалах растворимости неметаллических фаз, во-вторых, о механизмах указанного превращения в зависимости от режимов ТМО.

Для выяснения первого вопроса в работе [16] проведено сравнительное исследование гетерофазной структуры исследуемого сплава после термообработок в интервале температуры $T = 1473—1773$ К вблизи предполагаемого предела растворимости вторичных фаз. После отжига при температуре выше этого предела природа особенности пространственного распределения частиц второй фазы определяется условиями их выделения в процессе охлаждения и не зависит от температуры отжига. Проведённое исследование показало, что в сплаве это наблюдается после термообработок при $T \geq 1673$ К. Указанные частицы показаны при этом тонкими пластинами метастабильного оксикарбонитрида, аналогичными наблюдаемым в литом состоянии (см. рис. 1, а, в). Часовой отжиг при $T = 1573$ К и процесс охлаждения приводят к формированию в объёме и на границах зёрен значительно более грубодисперсных выделений $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ [16] с высокой концентрацией титана, подобных выделяющимся в процессе осадки (см. рис. 1, б, з) или технологического цикла прокатки (см. рис. 2, а, б).

Приведённые результаты свидетельствуют о том, что температурные интервалы растворимости частиц термодинамически стабильной фазы $\text{TiV}(\text{C}, \text{O}, \text{N})$ находятся при температуре выше 1573 К. Следовательно, формирование в процессе ТМО-I наиболее неблагоприятных для эксплуатационных свойств изучаемого сплава грубодисперсных пластинчатых выделений оксикарбонитридов с высоким содержанием титана происходит уже в процессе гомогенизации слитка при указанной температуре. Более мелкодисперсные равноосные частицы 2-го типа (см. рис. 2, в) могут быть результатом образования аналогичной фазы в процессе горячего выдавливания слитка при $T \approx 1223$ К. Тонкие пластинчатые выделения 3-го типа, формирующиеся в процессе горячего выдавливания, прессования и осадки, являются, по-видимому, частицами метастабильной (с высоким содержанием ванадия и углерода) фазы, выделившейся при охлаждении заготовок после гомогенизации или горячего выдавливания.

Образование при $T = 1573$ К грубодисперсной фазы препятствует гомогенизации слитка и определяет высокую неоднородность гетерофазной структуры в структурном состоянии после осадки (см. рис. 1, б, з), а многообразие механизмов формирования вторичных фаз приводит к тому широкому (от 0,414 до 0,436 нм) спектру параметров решётки, который обнаруживается в них в этом состоянии. Поскольку

сформировавшаяся в ходе гомогенизации грубодисперсная фаза является термодинамически стабильной, её модификация при более низкой температуре в процессе последующего цикла ТМО (прокатка с промежуточными отжигами при $T = 1273$ К) практически невозможна. Поэтому выделения этой фазы сохраняются вплоть до формирования листа толщиной 0,3 мм (см. рис. 2, з).

В соответствии с работами [16, 22—24] в карбидоупрочнённых сплавах ванадия и ниобия типа V(Nb)—Ti(Zr)—C можно выделить два механизма превращения метастабильных выделений карбидов ванадия в богатую титаном или цирконием стабильную фазу:

— превращения типа $V(Nb)C \rightarrow Ti(Zr)C$ «на месте», когда активные карбидообразующие элементы (Ti или Zr) замещают атомы ванадия или ниобия в метастабильной фазе без растворения этой фазы или при её частичном растворении;

— путём растворения выделений метастабильных фаз с образованием частиц стабильных карбидов из твёрдого раствора.

Относительный вклад этих механизмов определяется кинетическими условиями превращения. Первый осуществляется в условиях достаточно высокой диффузионной подвижности карбидообразующего элемента, второй — когда скорость растворения частиц метастабильной фазы превышает скорость подвода атомов этого элемента в реакционную зону. Особенности гетерофазной структуры определяются при этом, с одной стороны, дисперсностью и характером распределения исходных V(Nb)C метастабильных фаз, с другой — параметрами (коэффициенты диффузии и содержание диффундирующих элементов в твёрдом растворе), определяющими интенсивности потоков углерода и карбидообразующих элементов в реакционной зоне.

В случае второго механизма превращения его закономерности аналогичны таковым в процессах типа внутреннего окисления [25, 26] или карбидизации. В работе [16] превращения типа $V(Nb)C \rightarrow TiC$ или $V(Nb)C \rightarrow ZrC$ предложено рассматривать как карбидизацию из внутренних источников. При этом источником углерода является не внешняя среда или обогащённая углеродом поверхность образца, а растворяющиеся в процессе термообработки частицы метастабильных карбидов ванадия или ниобия. В работе [27] разработаны критерии реализации различных механизмов формирования второй фазы в процессах типа внутреннего окисления или карбидизации. Показано, что условие формирования однородного по глубине реакционной зоны распределения частиц неметаллических фаз в зависимости от расстояния между источниками кислорода, углерода или азота (Δh) и размера этих частиц ($2R$) имеет вид

$$C_{(O, C, N)}D_{(O, C, N)}/C_{(Ti, Zr, \dots)}D_{(Ti, Zr, \dots)} \geq C_{(Ti, Zr, \dots)}(\Delta h/2R)^2. \quad (1)$$

Здесь C и D — концентрация и коэффициент диффузии элементов неметаллических фаз в твёрдом растворе реакционной зоны. Левый член (далее будем называть его кинетическим параметром) характеризует при этом относительные интенсивности диффузионных потоков элементов неметаллической фазы.

Условие (1) является одновременно условием реализации превращения $V_xC \rightarrow (TiV)C$ путём растворения метастабильного карбида ванадия и последующего выделения термодинамически стабильной (в нашем случае при наличии кислорода и азота) оксикарбонитридной фазы $TiV(C, O, N)$. Поэтому, приняв Δh равным расстоянию между пластинами метастабильной фазы, неравенство (1) можно использовать как условие карбидизации из внутренних источников с формированием однородного по глубине реакционной зоны распределения частиц стабильной фазы контролируемой (диаметр частиц менее $2R$) дисперсности. Проведённые в [16] теоретические оценки показали, что при экспериментально наблюдаемых в литом состоянии значениях Δh около 10 мкм для получения высокодисперсной гетерофазной структуры с диаметром частиц R около 20 нм необходимо выполнение условия

$$C_C D_C / C_{Ti} D_{Ti} \gtrsim 10^4. \quad (2)$$

В то же время в процессе заключительного цикла прокатки с промежуточными отжигами при температуре 1223—1373 К величина кинетического параметра

$$C_C D_C / C_{Ti} D_{Ti} \lesssim 10, \quad (3)$$

т.е. на несколько порядков меньше. Следовательно, наиболее вероятным механизмом формирования частиц стабильного оксикарбонитрида является при этой температуре превращение типа $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$ «на месте».

Наноструктурирование гетерофазной структуры сплава V—4Ti—4Cr путём изменения механизма превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, N, O)$. Как видно из изложенного, механизм превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, N, O)$ «на месте» является важным или основным механизмом формирования гетерофазной структуры на всех этапах ТМО-I. Образующиеся при этом грубодисперсные (размером до нескольких десятков микрон) пластинчатые выделения $TiV(C, N, O)$ являются источниками высоких локальных внутренних напряжений и потенциальными местами зарождения локализованной деформации и разрушения. Кроме того, образование стабильной фазы на исходных частицах метастабильного карбида значительно (в несколько раз) снижает объёмное содержание выделяющихся из пересыщенных твёрдых растворов мелкодисперсных частиц этой фазы и, как результат, ограничивает эффективность дисперсного упрочнения и повышения прочности.

Исходя из приведённых результатов, для модификации этого состояния с формированием гетерофазной структуры с однородным по объёму распределением частиц оксикарбонитридных фаз высокой дисперсности необходимо выполнение следующих условий:

- исключения образования частиц стабильного оксикарбонитрида на этапе гомогенизации слитка;
- формирования этих частиц на последующих этапах ТМО по механизму растворения метастабильной фазы с последующим выделением высокодисперсных частиц стабильного оксикарбонитрида из твёрдого раствора.

Выполнение первого условия требует повышения температуры гомогенизации до температуры не ниже предела растворимости частиц стабильного оксикарбонитрида $TiV(C, N, O)$. Как показано, в исследуемом в настоящей работе сплаве это температуры $T \geq 1673$ К.

Режимы последующего цикла ТМО, обеспечивающие выполнение второго условия, можно определить из анализа кинетических параметров в соотношениях (2) и (3). Как видно из этих соотношений, значения представленного в ней кинетического параметра, обеспечивающего возможность формирования высокодисперсной (размеры частиц около 20 нм) гетерофазной структуры ($C_C D_C / C_T D_T \geq 10^4$), должны на несколько (3—4) порядков превышать значения этого параметра в условиях стандартного режима ТМО-I. Последнее оказывается возможным, во-первых, при уменьшении на несколько сот градусов температуры превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, N, O)$ в ходе технологического цикла ТМО, приводящем к значительному (на несколько порядков [28]) увеличению отношения D_C / D_T , во-вторых, при повышении концентрации углерода в твёрдом растворе в процессе такого превращения. Как известно [29], в ОЦК-сплавах это достигается в структурных состояниях с высокой плотностью дислокаций.

Исходя из изложенного, нами предложен режим ТМО-II, включающий отжиг (гомогенизацию) при температуре ($T = 1673$ К) выше предела растворимости стабильного оксикарбонитрида и последующую термомеханическую обработку с промежуточными отжигами при температурах ниже температуры рекристаллизации в структурных состояниях с высокой плотностью дислокаций. Существенно, что этот режим может быть использован на различных этапах технологической обработки слитка, начиная с гомогенизации, заканчивая заключительными этапами получения листа или трубных заготовок. Приведём вариант такой обработки после 3-го этапа ТМО-I.

ТМО-II:

- гомогенизирующий отжиг слитка при температуре 1573 К в течение 8 ч;
- нагрев до температуры 1123—1273 К с выдержкой при этой температуре в течение 1,5—2 ч и горячее выдавливание в прутки толщиной около 60 мм;
- отжиг при $T = 1223$ —1373 К в течение 1 ч и осадка при комнатной температуре на гидравлическом прессе со степенью деформации не более 50% с последующим отжигом в диапазоне температуры 1223—1373 К;
- отжиг при 1673 К 1 ч;
- несколько циклов «деформация прокаткой $\varepsilon = 30$ —50% при $T = 293$ К + отжиг при $T = 873$ —973 К 1 ч»;
- несколько циклов «деформация прокаткой $\varepsilon = 50\%$ при $T = 293$ К + отжиг при $T = 1223$ —1373 К 1 ч».

Электронно-микроскопическое исследование показало (рис. 3), что после обработки по режиму ТМО-II в образцах сплава V—4Ti—4Cr наблюдается однородное по объёму распределение частиц очень высокой (размером от нескольких до нескольких десятков нанометров) дисперсности, увеличение их объёмной доли и исключение грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз и связанных с ними высоких локальных внутренних напряжений.

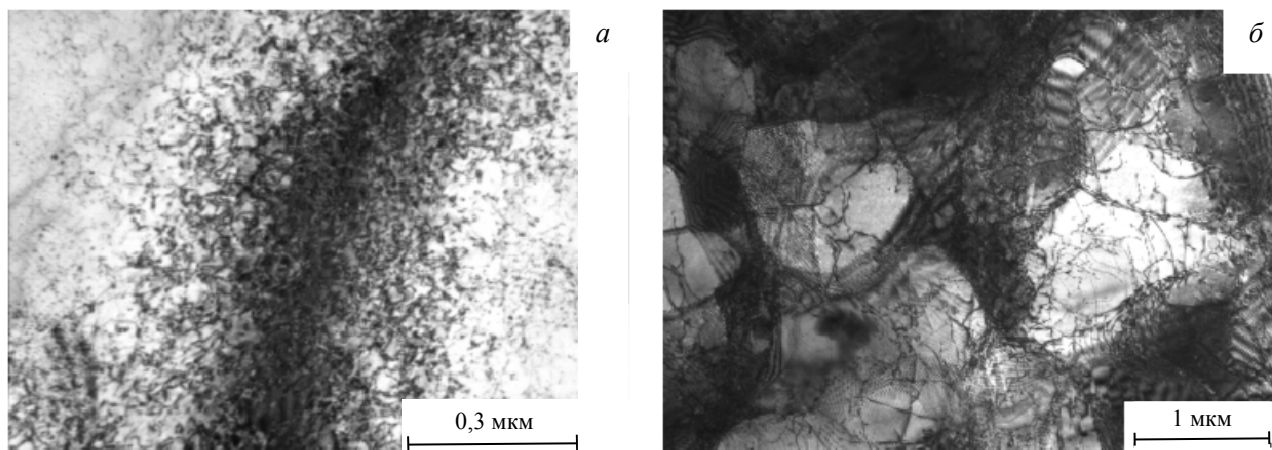


Рис. 3. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО-II. Прокатка в лист толщиной 1 мм с заключительным отжигом 1273 К 1 ч. Просвечивающая электронная микроскопия. Особенности дефектной и гетерофазной структуры (а) и пример полигональной структуры (б)

Помимо модификации гетерофазной структуры, этот режим обеспечивает повышение термической стабильности микроструктуры. Наноразмерные частицы оксикарбонитридной фазы, закрепляя индивидуальные дислокации, границы зёрен и малоугловые границы субструктуры, предотвращают рекристаллизацию сплава в ходе заключительного часового отжига образцов при $T = 1273$ К. При этом в зависимости от условий ТМО в образцах могут формироваться структурные состояния с высокой (более 10^{10} c^{-2}) плотностью и однородным по зерну распределением хаотически распределённых дислокаций (см. рис. 3, а) либо полигональные структуры с размерами блоков десятые доли микрона (см. рис. 3, б). Отсутствие грубодисперсных выделений второй фазы приводит к исключению высоких локальных внутренних напряжений.

Формирование микроструктуры сплава V—4Ti—4Cr в условиях его сверхвысокой технологической пластичности путём изменения механизма превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, N, O)$ в комбинации с образованием мелкокристаллической структуры. Другой подход (режимы ТМО-III и ТМО-IV [11, 12, 17]), обеспечивающий устранение характерных для режима ТМО-I неблагоприятных особенностей микроструктуры сплава V—4Ti—4Cr и повышение их механических свойств, основан на явлении сверхвысокой технологической пластичности сплава V—4Ti—4Cr: на его способности к очень большим, практически неограниченным величинам пластической деформации при комнатной температуре [9, 30]. Он связан с использованием в процессе ТМО больших пластических деформаций, соответствующих значениям истинной логарифмической деформации $\varepsilon \approx 2-4$. Привлечение таких деформаций позволяет, во-первых, за счёт увеличения растворимости второй фазы и интенсивности диффузионных потоков на дефектах кристаллического строения активизировать процессы растворения грубодисперсных выделений второй фазы, увеличить таким образом объёмное содержание мелкодисперсной оксикарбонитридной фазы и эффективность дисперсного упрочнения частицами этой фазы. Во-вторых, высокая запасённая энергия деформации вследствие увеличения плотности центров зарождения новых зёрен при отжигах может обеспечить значительное уменьшение размеров зёрен после ТМО, которое является дополнительным благоприятным фактором увеличения как прочности, так и пластичности сплава.

Для получения больших пластических деформаций использован метод многократной всестороннейковки (МВК) [11, 12], обеспечивающий отсутствие ограничений на величину пластической деформации при неизменной форме обрабатываемых образцов и количество циклов «деформация + отжиг» в процессе ТМО. В режиме ТМО-III МВК осуществляется на последней стадии ТМО-II, а весь цикл термомеханической обработки включает следующие этапы.

ТМО-III:

- гомогенизирующий отжиг слитка при температуре 1573 К в течение 8 ч;
- нагрев слитка до температуры 1123—1273 К с выдержкой при этой температуре в течение 1,5—2 ч и выдавливанием на прессе с коэффициентом вытяжки 2—5;
- отжиг в диапазоне температуры 1223—1373 К в течение 1 ч и осадка прутков на гидравлическом прессе со степенью деформации не более 50% с последующим отжигом в диапазоне температуры 1223—1373 К;
- отжиг при 1673 К 1 ч;
- три цикла «деформация прокаткой $\varepsilon = 30\%$ при $T = 293$ К + отжиг при $T = 873$ К 1 ч»;
- 16 циклов деформации $\varepsilon \approx 30\%$ прессованием при $T = 293$ К со сменой оси деформации, обеспечивающих величину истинной логарифмической деформации $\varepsilon \approx 5$;
- отжиг при 1273 К 1 ч.

Как показало электронно-микроскопическое исследование, в процессе МВК на 6-м этапе ТМО-III формируется мелкокристаллическое (размеры микрокристаллов не более нескольких микрон) структурное состояние. Важной особенностью этого состояния является наличие очень высоких непрерывных разориентировок внутри кристаллитов со значениями кривизны кристаллической решётки [9, 11, 12, 25, 31] 10—20 град/мкм. Как показано в работах [25, 30], такая кривизна обеспечивается высокими ($\approx (1-2)10^{11}$ см⁻²) значениями плотности избыточных дислокаций одного знака и является источником высоких ($\sigma_{\text{длок}} \approx E/50$ — $E/30$, E — модуль Юнга) локальных внутренних напряжений и градиентов этих напряжений $\partial\sigma_{\text{длок}}/\partial r \approx E/20$ — $E/10$ мкм⁻¹.

Следствием указанных напряжений и высокой запасённой энергии деформации является значительное увеличение количества центров зарождения новых зёрен в процессе рекристаллизации. При этом на заключительном этапе ТМО-III наблюдается формирование мелкокристаллической структуры (рис. 4, а, б) с преимущественно высокоугловыми (см. рис. 4, а, в) границами и средним размером зёрен около 5 мкм (см. рис. 4, з). Это на порядок меньше по сравнению с ТМО-I (см. рис. 2, а).

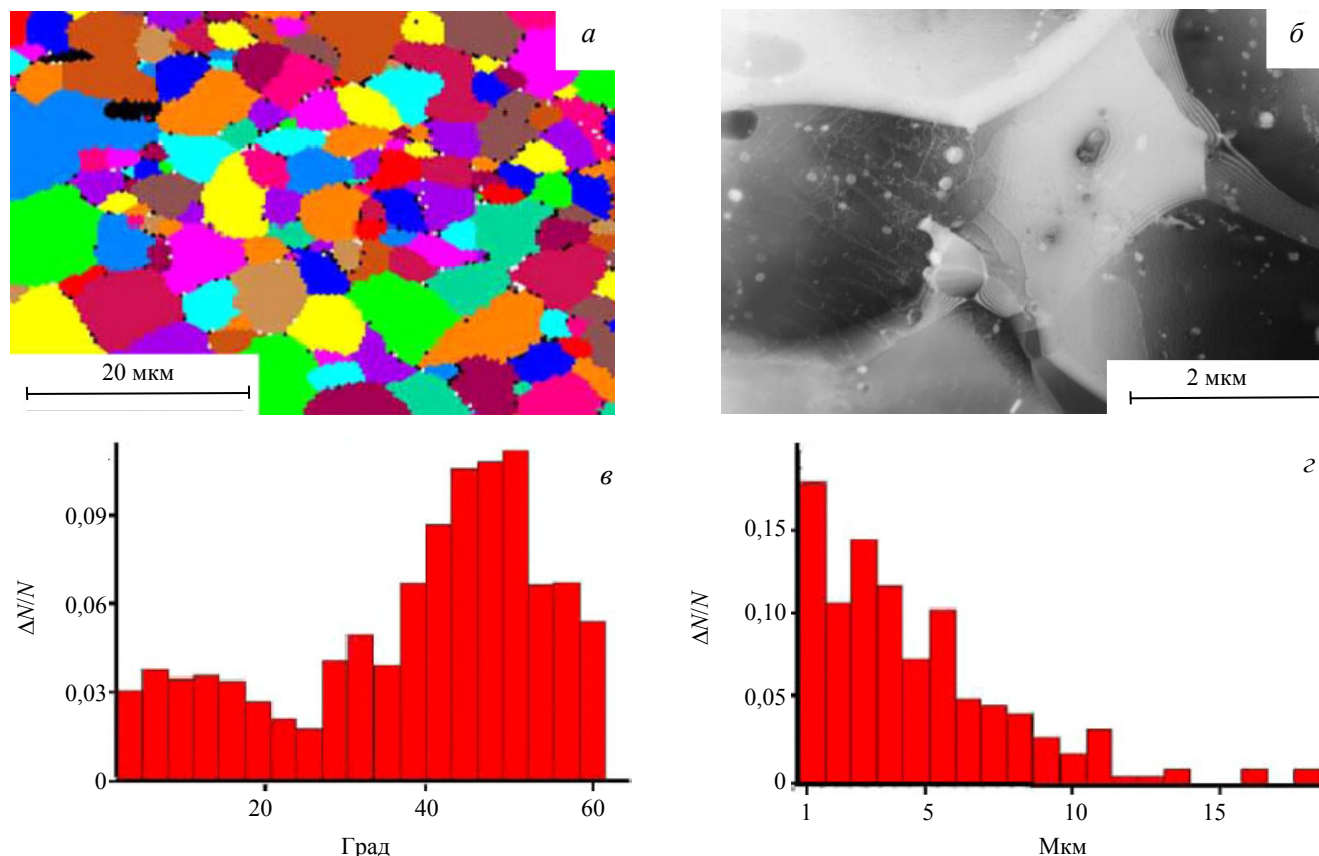


Рис. 4. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режиму III: а, в, з — результаты EBSD-анализа; б — просвечивающая электронная микроскопия; а — карта ориентаций; в, з — диаграммы распределения зёрен по углам разориентации и размерам

Другим важным результатом ТМО по режиму III является исключение или существенное снижение объёмной доли формирующихся в ходе традиционных режимов ТМО (см. рис. 2, б, в) грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз. Последнее является, на наш взгляд, результатом, с одной стороны, увеличения растворимости этих фаз в структурных состояниях с высокой плотностью дефектов, с другой — активизации диффузионных потоков легирующих элементов в условиях высокой неравновесной концентрации генерируемых при пластической деформации точечных дефектов и высоких локальных градиентов напряжений. Это, во-первых, предотвращает формирование в материале высоких внутренних напряжений, обнаруживаемых в окрестности крупных частиц второй фазы после режима ТМО-I (см. рис. 2, в). Во-вторых, трансформация этих частиц в наноразмерные выделения второй фазы приводит к повышению объёмного содержания мелкодисперсной фазы и однородности её пространственного распределения. После ТМО-III большинство частиц этой фазы имеют размеры от 10 до 20 нм (см. рис. 4, б).

Максимальная дисперсность и объёмная доля наноразмерных частиц оксикарбонитридной фазы достигнуты после ТМО сплава V—4Ti—4Cr по режиму IV. Как показано в работах [11, 12], это обеспечивается, во-первых, увеличением числа циклов «деформация + отжиг» на 5-м этапе ТМО, во-вторых, снижением до 1173 К температуры заключительного отжига, обеспечивающим подавление процессов коагуляции указанных частиц.

Первое приводит к более интенсивному растворению грубодисперсной метастабильной фазы и увеличению объёмной доли наночастиц, второе — к существенному уменьшению их размеров и повышению плотности дефектов кристаллического строения как дополнительного фактора упрочнения материала. Далее приведён режим такой обработки.

ТМО-IV:

- гомогенизирующий отжиг слитка при температуре 1573 К в течение 8 ч;
- нагрев слитка до температуры 1123—1273 К с выдержкой при этой температуре в течение 1,5—2 ч и выдавливанием на прессе с коэффициентом вытяжки 2—5;
- отжиг в диапазоне температуры 1223—1373 К в течение 1 ч и осадка прутков на гидравлическом прессе со степенью деформации не более 50% с последующим отжигом в диапазоне температуры 1223—1373 К;
- отжиг при 1673 К 1 ч;
- 10 циклов «деформация МВП $\varepsilon = 30\%$ при $T = 293$ К + отжиг при $T = 873$ К 1 ч»;
- 16 циклов деформации $\varepsilon \approx 30\%$ прессованием при $T = 293$ К со сменой оси деформации, обеспечивающих величину истинной логарифмической деформации $\varepsilon \approx 5$;
- отжиг при 1173 К 1 ч.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что при этом удалось сформировать гетерофазную структуру, в которой размеры подавляющего большинства частиц не превышают 10 нм. Фрагмент такой структуры (темнопольное изображение в показанном стрелкой рефлексе ГЦК-фазы) показан на рис. 5, а. Указанные частицы подавляют процессы рекристаллизации и обеспечивают формирование на заключительной стадии ТМО-IV структурного состояния с высокой плотностью закреплённых этими частицами индивидуальных дислокаций, границ полигональной (см. рис. 5, б) и зёрнистой структуры.

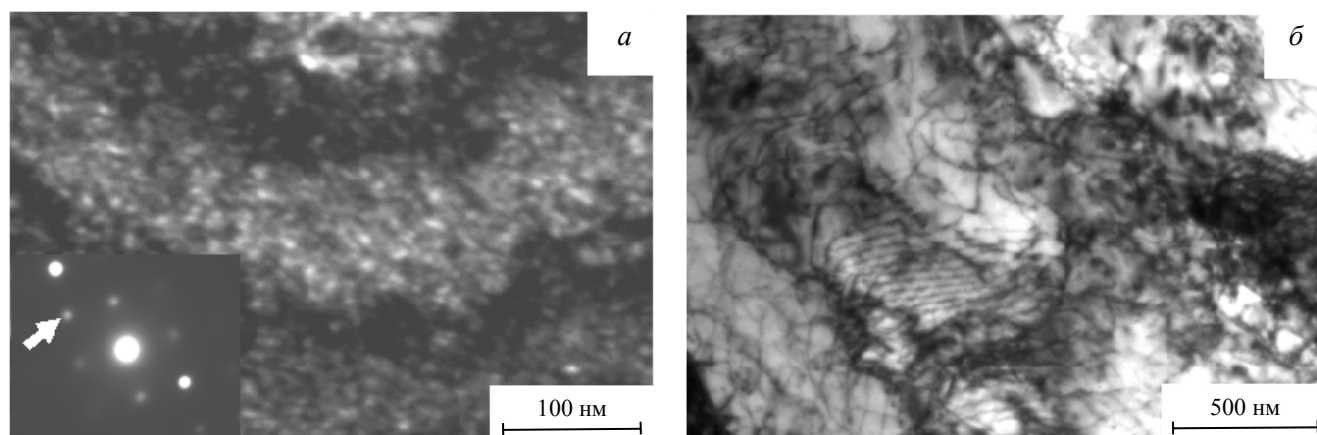


Рис. 5. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после ТМО-IV: а — темнопольное изображение наночастиц TiV(C, O, N) с ГЦК-решёткой в показанном стрелкой дифракционном максимуме $g \leq 200$ ГЦК-фазы; б — особенности полигональной субструктуры

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА V—4Ti—4Cr ПОСЛЕ ТМО ПО РАЗНЫМ РЕЖИМАМ

На рис. 6 показаны кривые деформации образцов сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по режимам I—IV, полученные в процессе их активного растяжения при разной (293 и 1073 К) температуре. Определённые при этом характеристики кратковременной прочности (предел текучести) и пластичности (величина относительного удлинения до образования шейки) приведены в табл. 1.

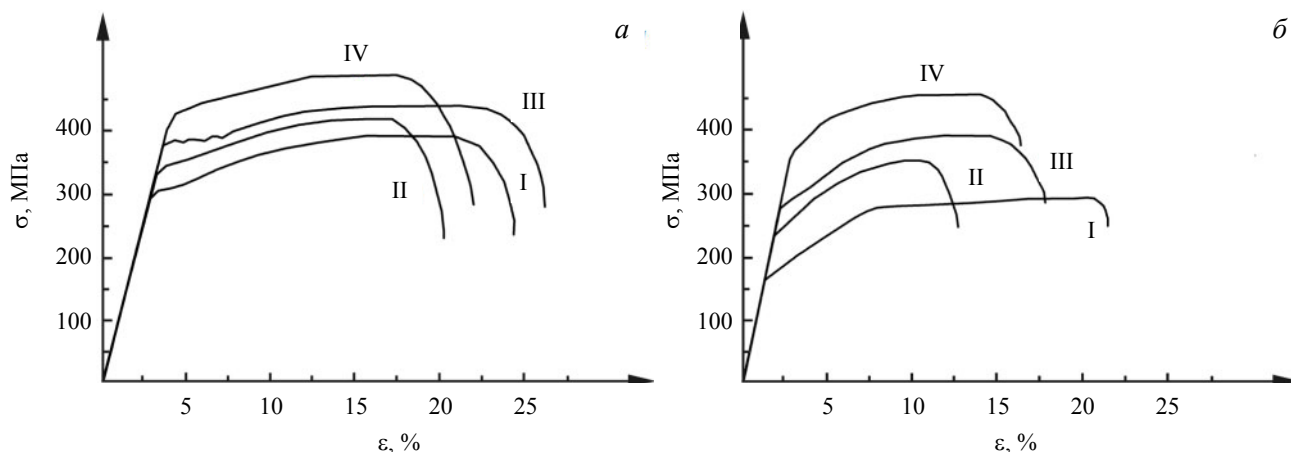


Рис. 6. Кривые деформации сплава V—4Ti—4Cr после ТМО по разным режимам при температурах испытаний 293 (а) и 1073 К (б): I, II, III и IV — после режимов ТМО-I, ТМО-II, ТМО-III и ТМО-IV соответственно

Т а б л и ц а 1. Влияние режимов ТМО на механические свойства сплава V—4Ti—4Cr

Режим обработки	Температура испытаний					
	T = 273 К			T = 1073 К		
	$\sigma_{0,1}$, МПа	$\Delta\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа	$\Delta\sigma_{0,1}$, МПа	δ , %
ТМО-I	290—310		19—21	170—190		18—20
ТМО-II	320—340	30—40	16—18	230—240	50—60	9—12
ТМО-III	370—380	70—80	23—24	270—280	90—100	13—15
ТМО-IV	390—420	100—110	15—17	340—370	170—180	13—14

Примечание: $\sigma_{0,1}$ — предел текучести; $\Delta\sigma_{0,1}$ — прирост предела текучести по сравнению с режимом ТМО-I; δ — относительное удлинение до образования шейки.

Как видно, использование режима ТМО-II позволяет на $\approx 10\%$ увеличить предел текучести при 293 К и на $\approx 30\%$ при 1073 К при сохранении достаточно высокого уровня пластичности материала при этих температурах. Более существенного увеличения предела текучести как при 293 К, так и при 1073 К удастся достичь при использовании режима II в комбинации с методом многократного всестороннего прессования (режим ТМО-III). Применение этого режима обеспечивает увеличение по сравнению с режимом ТМО-I предела текучести примерно на 25% при 293 К и более чем в 1,5 раза при 1073 К. При этом величина относительного удлинения по сравнению с режимом II, несмотря на повышение прочности, увеличивается, а при комнатной температуре эта величина оказывается даже выше по сравнению со стандартным режимом ТМО-I. Максимальные значения увеличения $\sigma_{0,1}$ (на $\approx 35\%$ при комнатной температуре и примерно 2-кратное при 1073 К) достигнуты после ТМО-IV, обеспечивающей формирование субструктуры с высокой плотностью дефектов, закреплённых наночастицами оксикарбонитридной фазы (см. рис. 5, а) размером менее 10 нм.

Высокие значения эффектов упрочнения 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 [25, 31]. 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 $\Delta\sigma_{[OP]} \approx Gb/\lambda$ [31]. Здесь $G \approx 47\,000$ МПа [32] — модуль сдвига ванадия; $b \approx 0,262$ нм — вектор Бюргерса дислокации [32]; $\lambda \approx R(2\pi/3f)^{1/2}$ — расстояние между частицами; R — радиус частиц; f — их объёмная доля.

Оценка зависимости $\Delta\sigma_{\text{ОР}}$ от размеров частиц проведена для объёмных долей оксикарбонитрида, которые могут быть достигнуты в сплаве V—4Ti—4Cr. В соответствии с химическим составом сплава суммарная концентрация элементов внедрения (C, N, O) составляет в этом сплаве 0,044% вес. Выделяющиеся мелкодисперсные частицы оксикарбонитридной фазы $\text{TiV}_x(\text{C}, \text{N}, \text{O})_{1-x}$ имеют ГЦК-структуру с параметром решётки $a \approx 0,42$ нм. В предположении, что в этой фазе стехиометрический коэффициент $x \approx 0,5$, при указанных концентрациях элементов внедрения объёмная доля частиц оксикарбонитридной фазы в изучаемом сплаве составляет $f \approx 0,24\%$.

Результаты оценок напряжений Орована для указанных значений f приведены в табл. 2. Как видно из этой таблицы, теоретические значения $\Delta\sigma_{\text{ОР}}$ сравнимы с экспериментальными величинами прироста предела текучести ($\Delta\sigma_{0,1}$ в табл. 1), достигаемыми в процессе наноструктурирования гетерофазной структуры в процессе ТМО по режимам II—IV. Эти оценки подтверждают сделанное предположение о важной роли дисперсного упрочнения в повышении прочности сплава V—4Ti—4Cr в процессе ТМО по новым режимам. Отметим также, что при характерных для сплавов этого типа невысоких (десятые доли процента) объёмных долях оксикарбонитридной фазы достижение значительных (около 100 МПа) эффектов дисперсного упрочнения оказывается возможным лишь в ультрадисперсных гетерофазных состояниях при размерах частиц несколько нм (не более 10).

Т а б л и ц а 2. Расчётные значения напряжений Орована в сплаве V—4Ti—4Cr в зависимости от объёмной доли и размеров частиц второй фазы

Объёмная доля частиц, f , %	Размер частиц (диаметр $2R$), нм			
	5	10	20	30
	Напряжение Орована $\Delta\sigma_{\text{ОР}}$, МПа			
0,24	170	85	42	28
0,16	140	70	34	23
0,08	100	50	24	16

Другим фактором упрочнения (см. режим ТМО-III) является уменьшение размеров зёрен (d), приводящее к увеличению предела текучести, которое, используя соотношение Холла—Петча $\sigma = \sigma_0 + Kd^{1/2}$ [29, 33], можно оценить по формуле $\Delta\sigma_{\text{Х-П}} \approx K(d_{\text{III}}^{-1/2} - Kd_{\text{I}}^{-1/2})$, где d_{III} и d_{I} — средние размеры зёрен после обработки по режимам ТМО-III и ТМО-I. В ванадии при величине $K \approx 0,36 \text{ кГ/мм}^{3/2} = 3,53 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2}$ [33] в процессе ТМО-III увеличение предела текучести за счёт уменьшения размера зерна от 50 мкм (после ТМО-I) до 6 мкм должно составлять $\Delta\sigma_{\text{Х-П}} \approx 30$ МПа. Как видно из табл. 1, это кратно меньше как экспериментально наблюдаемых значений прироста предела текучести $\Delta\sigma_{0,1}$ после ТМО-III или ТМО-IV, так и напряжений Орована при размерах частиц менее 10 нм.

Как видно из табл. 1, максимальный эффект повышения высокотемпературной кратковременной прочности (2-кратное по сравнению со стандартным режимом ТМО-I увеличение $\sigma_{0,1}$ при $T = 1073$ К) достигается после обработки по режиму ТМО-IV. Как показано, при этом формируется структурное состояние с наиболее высокими значениями дисперсности оксикарбонитридной фазы с размером частиц менее 10 нм (см. рис. 5, а) и плотности закреплённых этими частицами дислокаций с элементами полигональной структуры (см. рис. 5, б). Сравнение с табл. 2 показывает, что достигаемые при этом величины $\Delta\sigma_{0,1} = 170\text{—}180$ МПа близки к напряжению Орована для частиц указанного размера.

Эти результаты являются хорошей иллюстрацией высокой эффективности и перспективности использования совместного дисперсного (наноразмерными частицами неметаллических фаз) и субструктурного упрочнения для повышения характеристик высокотемпературной прочности исследуемого сплава.

Однако практическое использование режима ТМО-IV ограничивается невысокой термической стабильностью высокодисперсного структурного состояния, определяемой относительно низкой температурой заключительного (при $T = 1173$ К) отжига и контролирующей характеристикой высокотемпературной длительной прочности материала. Увеличение этой температуры до 1273—1373 К приводит к снижению предела текучести до величин, характерных для режима ТМО-II или ТМО-III.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обобщены результаты исследования закономерностей формирования микроструктуры и механических свойств малоактивируемого ванадиевого сплава системы $V_4Ti-4Cr-(C, O, N)$ в процессе технологической обработки слитков в зависимости от условий и режимов их ТМО на разных этапах получения полуфабрикатов и изделий. Показано, что механические свойства и термическая стабильность микроструктуры этого сплава определяются параметрами их гетерофазной структуры — дисперсностью, объёмной долей и особенностями пространственного распределения частиц оксикарбонитридной фазы $TiV(C, O, N)$.

Критическим фактором, определяющим эти параметры, являются особенности превращения формирующихся в процессе охлаждения слитка грубодисперсных выделений метастабильного карбида ванадия (V_xC) в частицы стабильного оксикарбонитрида $TiV(C, O, N)$ с высоким содержанием титана. Обнаружено два механизма такого превращения:

— превращение «на месте» в процессе замены в термодинамически нестабильных выделениях V_xC ванадия титаном;

— $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$ — превращение путём растворения этих выделений с последующим образованием частиц стабильного оксикарбонитрида $TiV(C, O, N)$ из твёрдого раствора.

Относительная роль этих механизмов в формировании гетерофазной структуры исследуемого сплава зависит от величины кинетического параметра $C_c D_c / C_{Ti} D_{Ti}$, определяющего соотношение между потоками титана и углерода в зоне превращений $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$, и режимов обработки.

Показано, что стандартные режимы технологической (гомогенизация, горячее выдавливание и др.) и последующей термомеханической обработки сплава $V-4Ti-4Cr-(C, O, N)$ по режиму ТМО-I осуществляются при значениях кинетического параметра ($C_c D_c / C_{Ti} D_{Ti} \lesssim 10$), характерных для механизма превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$ «на месте». Результатом его реализации является формирование гетерофазной структуры с высокой плотностью грубодисперсных (в том числе зернограницных) пластинчатых выделений $TiV(C, O, N)$ размером до 10 мкм. Эти выделения являются потенциальными источниками разрушения и не оказывают влияния на характеристики прочности.

Наиболее благоприятные условия для формирования однородной по объёму гетерофазной структуры с высокой дисперсностью частиц стабильной фазы $TiV(C, O, N)$ достигаются при реализации механизма превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$, протекающего путём растворения карбидов V_xC с последующим выделением этих частиц из твёрдого раствора. Теоретический анализ показал, что такие условия выполняются при увеличении кинетического параметра до значений $C_c D_c / C_{Ti} D_{Ti} \gtrsim 10^4$.

Предложены новые методы наноструктурирования гетерофазной структуры сплава $V-4Ti-4Cr-(C, O, N)$ в процессе термомеханической обработки. В их основе лежат режимы ТМО, обеспечивающие указанное увеличение кинетического параметра путём повышения температуры гомогенизации слитка и снижения температуры промежуточных отжигов в ходе его последующей термомеханической обработки. Использование этих режимов приводит к исключению или значительному снижению плотности грубодисперсных пластинчатых выделений оксикарбонитридной фазы и значительному (кратному) увеличению объёмной доли наноразмерных частиц этой фазы, которые, закрепляя элементы дефектной субструктуры, обеспечивают повышение на 100—200 К температуры рекристаллизации сплава.

В условиях сверхвысокой технологической пластичности сплавов $V-4Ti-4Cr-(C, O, N)$ перспективным направлением наноструктурирования их гетерофазной и дефектной субструктуры является разработка режимов ТМО с применением больших (интенсивных) пластических деформаций методом многократной всесторонней ковки со сменой осей деформации. С использованием этого метода показана возможность формирования на промежуточных этапах ТМО неравновесных наноструктурных состояний с высокой запасённой энергией деформации, которые на заключительном этапе обработки обеспечивают формирование мелкокристаллических структур, дисперсноупрочнённых наноразмерными частицами оксикарбонитрида.

Изучены механические свойства сплава $V-4Ti-4Cr-(C, O, N)$ в зависимости от режимов обработки. Показано, что перспективными способами повышения его высокотемпературной прочности являются следующие режимы ТМО:

— наноструктурирование гетерофазной структуры в процессе изменения механизма превращения $V_xC \rightarrow TiV(C, O, N)$ — режим ТМО-II;

— ТМО-II в комбинации с формированием мелкокристаллической структуры при использовании в процессе ТМО сверхвысоких величин пластической деформации методом многократной всестороннейковки — режим ТМО-III.

Использование режима ТМО-II приводит к $\approx 30\%$ -ному по сравнению со стандартным режимом обработки увеличению предела текучести сплава при $T = 1073$ К. Этот режим в комбинации с формированием мелкокристаллической структуры (ТМО-III) обеспечивает примерно 1,5-кратное повышение этой величины.

Формирование указанной микроструктуры приводит к более высоким по сравнению с режимами ТМО-I и ТМО-II эффектам повышения высокотемпературной кратковременной прочности. Предел текучести сплава при $T = 1073$ К в результате увеличения объёмной доли оксикарбонитрида повышается при этом по сравнению со стандартным режимом ТМО-I на 60—70%, по сравнению с режимом ТМО-II на $\approx 20\%$.

Значительное увеличение прочности при относительно невысоких объёмных содержаниях второй фазы является следствием, во-первых, высоких значений напряжения Орована при огибании ультрадисперсных частиц дислокациями, во-вторых, эффективного субструктурного упрочнения закреплёнными этими частицами дислокациями и границами разориентации, являющимися прочными атермическими барьерами для скользящих дислокаций при повышенных температурах.

Указанные высокие эффекты упрочнения после обработок по новым режимам достигаются при сохранении удовлетворительного запаса пластичности. На наш взгляд, это связано с формированием в процессе таких обработок более однородной гетерофазной и дефектной субструктуры, подавлением процессов рекристаллизации и исключением грубодисперсных выделений оксикарбонитридных фаз как потенциальных источников формирования концентраторов напряжений, локализации деформации и разрушения.

Данная работа посвящается светлой памяти Валерия Андреевича Дробышева — кандидата технических наук, металлурга, материаловеда и технолога, скоропостижно скончавшегося в декабре 2020 г. В.А. Дробышев был выдающимся специалистом в области металлургии малоактивируемых сплавов ванадия, их выплавки и переработки в полуфабрикаты и изделия. В значительной мере полученные В.А. Дробышевым сплавы ванадия определили общий уровень работ по получению и использованию сплавов ванадия в России (АО «ВНИИНМ») и их конкурентоспособность с аналогичными сплавами США и Японии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Потапенко М.М., Ватулин А.В., Ведерников Г.П., Губкин И.Н., Дробышев В.А., Зурабов В.С., Солонин М.И., Чернов В.М., Шиков А.К., Паздников И.П., Рылов А.Н. Малоактивируемые конструкционные сплавы системы V—(4—5)Ti—(4—5)Cr. — ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2004, вып. 1(62), с. 152—162.
2. Muroga T., Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J., Le Flem M. Present status of vanadium alloys for fusion applications. — J. Nucl. Mater., 2014, vol. 455, p. 263—268.
3. Muroga T. Vanadium for Nuclear Systems. — In: Comprehensive Nuclear Materials. Vol. 4. — Elsevier Science, 2012, p. 391—406.
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, p. 442—446.
5. Fukumoto K., Narui M., Matsui H., Nagasaka T., Muroga T., Li M., Hoelzer D.T., Zinkle S.J. Environmental effects on irradiation creep behavior of highly purified V—4Ti—4Cr alloys (NIFS-Heats) irradiated by neutrons. — Ibid., 2009, vol. 386—388, p. 618—621.
6. 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., 2004, vol. 329—333, p. 420—424.
7. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В. К вопросу о создании радиационно-стойких мелкокристаллических материалов с высокой термической стабильностью. — ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2004, вып. 1(62), с. 163—172.
8. 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 multiphase and grain structure of V—4Ti—4Cr alloys. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, p. 429—433.
9. Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Шуба Я.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. Особенности формирования наноструктурных состояний при больших пластических деформациях сплава V—4%Ti—4%Cr. — Перспективные материалы, 2006, № 1, с. 5—19.
10. Крюкова Л.М., Потапенко М.М., Чернов В.М., Иванов А.Н., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В. Особенности структурных изменений в процессе термообработок сплава V—4Cr—4Ti. — ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2006, вып. 1(66), с. 152—162.

11. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. Многократная всесторонняя ковка как перспективный способ улучшения свойств сплавов V—4Ti—4Cr. — Деформация и разрушение материалов, 2011, № 11, с. 28—33.
12. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Grinyayev 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, p. 103—106.
13. Потапенко М.М., Чернов В.М., Дробышев В.А., Дегтярёв Н.А., Кравцова М.В., Овчинников С.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д. Микроструктура и механические свойства сплава V—4Ti—4Cr в зависимости от режимов химико-термической обработки. — ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2014, вып. 1, с. 13—17.
14. Potapenko M.M., Chernov V.M., Drobyshev V.A., Kravtsova M.V., Kudryavtseva I.E., Degtyarev N.A., Ovchinnikov S.V., Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Pinzhin Yu.P., Korotaev A.D. Microstructure and mechanical properties of V—4Ti—4Cr alloy as a function of the chemical heat treatment regimes. — Physics of Atomic Nuclei, 2015, vol. 78, № 10, p. 1087—1091.
15. Потапенко М.М., Шиков А.К., Чернов В.М., Ведерников Г.П., Губкин И.Н., Дробышев В.А., Зурабов В.С. Получение слитков и плоского проката из малоактивируемых ванадиевых сплавов повышенной чистоты. — ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2005, вып. 1(64), с. 340—347.
16. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Дробышев В.А., Потапенко М.М., Чернов В.М. Влияние режимов термомеханической обработки на закономерности формирования гетерофазной и зеренной структуры сплавов V—4Ti—4Cr. — ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2004, вып. 2(63), с. 111—122.
17. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М. Влияние режимов термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава V—4Ti—4Cr. — ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2011, вып. 2, с. 28—35.
18. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: МИСиС, 2002. 360 с.
19. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах. — М.: Металлургия, 1980. 712 с.
20. Chang H.I., Viswanadham R.K., Wert C.A. Age-hardening in V—C and Nb—C systems. — Metallurgical Transactions, 1974, vol. 5, p. 1907—1917.
21. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Справочник. — М.: Металлургия, 1976. 560 с.
22. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Глазунов М.Г., Дижур Л.М., Якушина А.И., Семкин С.П., Витковская Т.И. Природа вторичных фаз и механизм разрушения в сплаве ниобий—цирконий—углерод. — Физика металлов и материаловедение, 1981, т. 52, вып. 2, с. 377—385.
23. Остерманн Ф., Болленрат Ф. Дисперсионное твердение ниобиевого сплава Д-43 — В кн.: Новые тугоплавкие металлические материалы. — М.: Мир, 1971, с. 130—155.
24. Ostermann F. Controlling carbide dispersions in niobium base alloys. — J. Less-Common Metals, 1971, vol. 25, p. 243—256.
25. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. — Новосибирск: Наука. Изд-во СО РАН, 1989. 211 с.
26. Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Тюменцева С.Ф., Гончиков В.Ч., Коротаев А.Д., Климачев В.Н., Дементьев А.А., Кожемяко Н.А., Дружинина И.П., Перькова Г.Н., Зенцова Н.А. Закономерности низкотемпературного внутреннего окисления сплавов на основе ванадия. — Металлофизика, 1989, т. 11, № 6, с. 21—27.
27. Тюменцев А.Н., Манак В.В., Пинжин Ю.П., Тюменцева С.Ф. Механизмы внутреннего окисления в однофазных ОЦК сплавах. — Металлофизика, 1991, т. 13, № 5, с. 69—76.
28. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Диффузия в металлах и сплавах. Справочник. — Киев: Наукова думка, 1987. 512 с.
29. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наукова думка, 1975. 316 с.
30. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Чернов В.М. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и наноструктурных металлических материалах. — Новосибирск: Наука. Изд-во СО РАН, 2018. 256 с.
31. Мартин Д.У. Микромеханизмы дисперсного твердения сплавов. — М.: Металлургия, 1983. 168 с.
32. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. — М.: Атомиздат, 1972. 600 с.
33. Конрад Г. Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. 206 с.



Александр Николаевич Тюменцев, г.н.с., д.ф.-м.н., профессор; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, пр. Академический 2/4, Россия; заведующий лабораторией; Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050 Томск, пр. Ленина 36, Россия
tyuments@phys.tsu.ru



Иван Александрович Дитенберг, заведующий лабораторией, в.н.с., д.ф.-м.н., доцент; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 63405 Томск, пр. Академический 2/4, Россия; заведующий кафедрой; Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050 Томск, пр. Ленина 36, Россия
ditenberg_i@mail.ru



Константин Вадимович Гриняев, м.н.с.; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, пр. Академический 2/4, Россия
kvgrinyayev@inbox.ru



Иван Владимирович Смирнов, м.н.с.; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, пр. Академический 2/4, Россия;
smirnov_iv@bk.ru



Юрий Павлович Пинжин, в.н.с., к.ф.-м.н., доцент; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055 Томск, пр. Академический 2/4, Россия
pinzhin@phys.tsu.ru



Александр Дмитриевич Коротаев: д.ф.-м.н., профессор; Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050 Томск, пр. Ленина 36, Россия



Вячеслав Михайлович Чернов, г.н.с., д.ф.-м.н., профессор; АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123098 Москва, ул. Рогова 5а, Россия; профессор, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 115409 Москва, Каширское шоссе 31, Россия
VMChernov@bochvar.ru



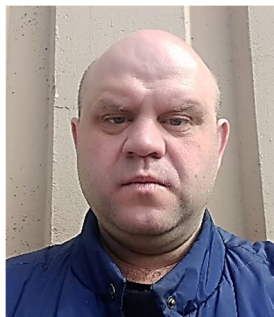
Михаил Михайлович Потапенко, главный эксперт; АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123098 Москва, ул. Рогова 5а, Россия
MMPonapenko@bochvar.ru.



Марина Владимировна Кравцова, с.н.с.; АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123098 Москва, ул. Рогова 5а, Россия
MVKravtsova@bochvar.ru



Кирилл Андреевич Мороз, инженер-технолог; АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123098 Москва, ул. Рогова 5а, Россия



Николай Александрович Дегтярев, инженер-технолог; АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123098 Москва, ул. Рогова 5а, Россия
NADegtyarev@bochvar.ru

Статья поступила в редакцию 15 января 2022 г.

После доработки 16 марта 2022 г.

Принята к публикации 25 марта 2022 г.

Вопросы атомной науки и техники.

Сер. Термоядерный синтез, 2022, т. 45, вып. 2, с. 72—87.