УДК 548.571; 548.4; 669.621.039

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ СПЛАВА V—4Ti—4Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ МЕТОДА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.А. Дитенберг¹, А.Н. Тюменцев¹, К.В. Гриняев¹, В.М. Чернов², В.А. Дробышев², М.М. Потапенко²

¹Томский государственный университет, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (ОАО «ВНИИНМ»), Москва, Россия

Обобщены результаты исследований влияния способов и величин пластической деформации на параметры микроструктуры сплава V—4Ti—4Cr, изготовленного в ОАО «ВНИИНМ». Проведена сравнительная структурная аттестация мелкокристаллических, субмикрокристаллических и нанокристаллических состояний после больших пластических деформаций при комнатной температуре прокаткой, многократным всесторонним прессованием и кручением под давлением. Представлены характерные параметры зёрновой и дефектной структуры, кривизны кристаллической решётки, локальных внутренних напряжений и их градиентов. Рассмотрены механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решётки в зависимости от степени и способа деформационного воздействия.

Ключевые слова: сплав V—4Ti—4Cr, большие пластические деформации, прокатка, кручение под давлением, многократное всестороннее прессование, электронная микроскопия, субмикрокристаллические и наноструктурные состояния, механизмы формирования и эволюции микроструктуры, особенности.

FEATURES OF V—4Ti—4Cr ALLOY DEFECT SUBSTRUCTURE AFTER PLASTIC STRAINING BY DIFFERENT METHODS

I.A. Ditenberg¹, A.N. Tyumentsev¹, K.V. Grinyaev¹, V.M. Chernov², V.A. Drobyshev², M.M. Potapenko²

¹Tomsk State University, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia

²JSC «A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials», Moscow, Russia

The results of investigations of the microstructure parameters of V—4Ti—4Cr alloy (fabricated by JSC «VNIINM») after plastic straining by different methods and values were generalized. Comparative structural appraisal of fine-grained, submicrocrystalline and nanostructured states obtained after severe plastic deformation at room temperature by rolling, multi-directional forge molding and torsion in Bridgman anvils was conducted. Characteristic parameters of grain and defect structure, crystal lattice curvature, local internal stresses and their gradients were presented. Mechanisms of plastic deformation and reorientation of the crystal lattice after severe plastic deformation by different method and value were considered.

Key words: V—4Ti—4Cr alloy, large plastic deformation, rolling, torsion under pressure, multi-directional forge molding, electron microscopy, submicrocrystalline and nanostructured states, mechanisms of microstructure formation and evolution, features

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы V—Ti—Cr (основной сплав V—4Ti—4Cr) рассматриваются как перспективные конструкционные малоактивируемые материалы для термоядерной и ядерной техники [1, 2]. Существенной материаловедческой проблемой при создании сплавов ванадия является высокая чувствительность их механических свойств и закономерностей структурных изменений к различным термомеханическим воздействиям (ТМО) и содержанию элементов внедрения [3, 4], что переводит эти сплавы в разряд гетерофазных. Эффективным способом модификации структуры и функциональных свойств сплавов ванадия являются различные методы ТМО. Сплавы типа V—4Ti—4Cr характеризуются высокой технологической пластичностью, в частности, способностью к очень большим (практически неограниченным) пластическим деформациям (БПД) при комнатной температуре без каких-либо промежуточных отжигов [5—7]. Такая особенность механического поведения сплавов имеет большое значение для разработки и совершенствования технологических методов ТМО. Применение режимов ТМО совместно с прокаткой и многократным всесторонним прессованием позволяет существенно повысить кратковременную прочность при сохранении приемлемого уровня пластичности сплавов ванадия [7—9].

В настоящей работе приведены результаты исследований и их обобщение по влиянию различных методов и величин пластической деформации на особенности и механизмы формирования микроструктуры в сплаве V—4Ti—4Cr (сплав ОАО «ВНИИНМ») при БПД прокаткой, многократным всесторонним прессованием и кручением под давлением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проведены с использованием образцов сплава $V-4,36Cr-4,21Ti-0,013C-0,011N-0,02O$ (вес. %), полученных из слитка сплава, изготовленного и переработанного в ОАО «ВНИИНМ». Перед деформацией образцы подвергались часовому гомогенизирующему отжигу при температуре $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$, структурное состояние после которого представлено крупными зёрнами размером от нескольких десятых до 1 мм и наличием тонких пластин выделений метастабильного оксикарбонитрида [10, 11].

Деформация образцов осуществлялась при комнатной температуре методами кручения в наковальнях Бриджмена, многократного всестороннего прессования (МВП) и прокатки (ε — относительная прокатка, e — истинная логарифмическая деформация). Прокатка осуществлялась на лабораторном стане до $\varepsilon \approx 93$ и $99,7\%$ ($e \approx 3,6$ и $5,8$) [5]. Кручение проведено на образцах в форме дисков толщиной $h \approx 0,2\text{ мм}$ и диаметром 8 мм под давлением $\sim 7\text{ ГПа}$ при числе оборотов диска $N = 1$ и 5 [6, 12]. Величины сдвиговой ($\gamma = 2\pi NR/h$) и истинной логарифмической ($e = \ln \gamma$) деформаций в зависимости от расстояния от центра деформируемого диска ($R = 1,5-3,5\text{ мм}$) изменяются при этом в пределах от $\gamma \sim 47$, $e \approx 3,85$ при $R = 1,5\text{ мм}$ до $\gamma \approx 110$, $e \approx 4,7$ при $R = 3,5\text{ мм}$ в случае одного оборота и от $\gamma \approx 235$, $e \approx 5,46$ при $R = 1,5\text{ мм}$ до $\gamma \approx 550$, $e \approx 6,3$ при $R = 3,5\text{ мм}$ после 5 оборотов. При МВП реализованы дву- и трёхосные схемы прессования в пресс-форме, суммарно 16 циклов. Величина деформации на каждом цикле $\varepsilon \approx 40\%$ [7].

Структурные исследования деформированных образцов проводились методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг на электронных микроскопах ЭМ-125 и СМ-30 при ускоряющем напряжении 125 и 300 кВ соответственно. Фольги для исследований получали методом струйной электрополировки на приборе «МИКРОН» в 20%-ном растворе серной кислоты в метаноле [5] или двусторонним распылением ионами аргона с энергией 5 кэВ [6].

Для определения параметров микроструктуры использованы специальные методы темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок [12, 13], которые позволяют выявить и количественно аттестовать такие важные особенности высокодефектных состояний, как кривизна кристаллической решётки или континуальная плотность дефектов (дислокаций и (или) дисклиний), неравновесные границы зёрен с высокой континуальной плотностью дисклиний, локальные (наномасштабного уровня) внутренние напряжения и градиенты этих напряжений.

Рис. 1. Схема структурного состояния с высокой кривизной кристаллической решётки: Δt — толщина фольги; ω_1 , ω_3 — проекции вектора поворота

Аналогичный компонент кривизны кристаллографических плоскостей, формирующих дифракционный контраст и почти параллельных волновому вектору электронов (при малых значениях φ — это плоскости, перпендикулярные поверхностям фольги), является компонентом χ_{31} тензора изгиба-кручения. Показанные на рис. 1 компоненты кривизны кристаллической решётки χ_{21} и χ_{31} можно определить по формулам [12—13]

$$\chi_{21} = \Delta\varphi \sin\beta / (\Delta r); \quad (1)$$

$$\chi_{31} \approx (L\chi_{21} - \Delta\gamma_0) / \Delta t, \quad (2)$$

Анализ кривизны кристаллической решётки проведён с использованием тензора изгиба-кручения (рис. 1), компонентами которого (χ_{ij}) и вектором поворота ω можно описывать параметры кривизны плоскостей кристаллической решётки разного типа [12, 13].

В представленных на рис. 1 координатах горизонтальный (например, в направлении X_1) компонент кривизны плоскостей, перпендикулярных волновому вектору электронов (при небольших углах наклона гониометра φ — это плоскости, параллельные поверхностям фольги), представлен в тензоре изгиба кручения компонентом χ_{21} . Ана-

где Δr — величина смещения экстинкционного контура при изменении угла наклона образца в гониометре на угол $\Delta\varphi$; β — угол между вектором действующего отражения и направлением проекции оси наклона (ПОН) гониометра; L — ширина контура экстинкции; $\Delta\gamma$ — угловой размер дифракционного максимума; Δt — толщина фольги.

На основе полученных экспериментальных данных о кривизне кристаллической решётки появляется возможность оценки величин локальных внутренних напряжений ($\sigma_{\text{лок}}$) и их градиентов ($\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r$) по формулам [12, 13]

$$\sigma_{\text{лок}} \approx \chi_{ij} E \Delta h / 2; \quad (3)$$

$$\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r \approx (E/2\pi)\chi_{ij}, \quad (4)$$

где E — модуль Юнга; Δh — характерные размеры зоны обнаружения кривизны кристаллической решётки.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ СПЛАВА V—4Ti—4Cr ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Структурное состояние сплава V—4Ti—4Cr после деформации прокаткой при комнатной температуре и механизмы его формирования описаны в [5], где показано, что в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, формируется микрополосовое структурное состояние. Наиболее вероятные значения ширины микрополос с большеугловыми границами после прокатки до $\varepsilon \approx 93\%$ лежат в пределах от 0,1 до 0,4 мкм при максимальных (очень редко наблюдаемых) значениях этой величины ~ 1 мкм (рис. 2, а). Ширина микрополос с малоугловыми границами может меняться от нескольких десятков нанометров до 0,2 мкм при наиболее вероятных значениях около 0,1 мкм. Значения кривизны кристаллической решётки достигают значений $\chi_{ij} \approx 10$ —20 град/мкм. Относительный объём, занимаемый этим структурным состоянием, составляет 40—50%.

Рис. 2. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после деформации прокаткой до $\varepsilon = 93\%$ ($e \approx 3,6$) [5] (а) и $99,7\%$ ($e \approx 5,8$) (б). Сечение, перпендикулярное плоскости прокатки

После деформации до $\varepsilon \approx 99,7\%$ в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, во всем объёме образца формируется ярко выраженная полосовая структура с расстоянием между большеугловыми границами, не превышающим $\approx 0,2$ мкм при наиболее вероятных значениях 0,05—0,08 мкм (рис. 2, б). Кривизна кристаллической решётки $\chi_{ij} \approx 10$ —20 град/мкм.

Важной особенностью структурного состояния после прокатки до $\varepsilon \approx 93\%$ [5] является то, что почти половина изученных высокоугловых границ микрополос имеют векторы разориентации $\theta \approx 50$ — 60° $\langle 110 \rangle$. Для объяснения этой особенности сделано предположение о возможности реализации механизма прямых плюс обратных (по альтернативным системам) мартенситных превращений в полях высоких локальных напряжений. После деформации $\varepsilon \approx 99,7\%$ указанные особенности переориентации микрополос не обнаружены.

В интервале $\varepsilon \approx 93\text{—}99,7\%$ обнаружены также полосы с большеугловыми границами, подобные полосам локализации некристаллографических сдвигов типа полос сброса или микросброса, которые формируются при больших пластических деформациях в широком классе металлических материалов [14, 15], залегают в плоскостях максимальных касательных напряжений и отделены от окружающего объёма высокоугловыми (десятки градусов) границами.

Действие указанных механизмов обеспечивает фрагментацию и переориентацию кристаллической решётки с формированием в направлении, нормальном плоскости прокатки, высокой плотности большеугловых границ.

Другой общей закономерностью структурных состояний после пластической деформации прокаткой является наличие высокой плотности границ с переменными векторами разориентации. Особенностями границ этого типа являются непрерывный характер изменения ориентации кристаллической решётки вдоль границы и, как следствие, наличие в приграничных областях зёрен структурных состояний с высокими значениями χ_{ij} [5]. Такие границы можно моделировать как комбинации обычных ($\theta = \text{const}$) границ зёрен и вложенных в них плоских скоплений непрерывно распределённых частичных дисклинаций одного знака. Доля таких границ составляет около 60%.

Их наличие свидетельствует о реализации дислокационно-дисклинационного механизма переориентации кристаллической решётки, которая развивается в два этапа [5]: формирование субструктуры с ненулевыми компонентами тензора плотности дисклинаций; её коллективная релаксация в дискретные границы разориентации. На наш взгляд, этот механизм является одним из наиболее универсальных механизмов фрагментации кристалла, в том числе при формировании субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в широком классе металлов и сплавов.

МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА V—4Ti—4Cr ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ МНОГОКРАТНОГО ВСЕСТОРОННЕГО ПРЕССОВАНИЯ

Привлекательной особенностью метода многократного всестороннего прессования (МВП) является возможность деформировать образцы с сохранением их исходной формы, может применяться в процессе ТМО, не накладывая ограничений на количество актов деформационного воздействия, следовательно на величину пластической деформации.

В [7] показано, что формирующаяся в процессе МВП по трёхосной схеме нагружения структура характеризуется высокой неоднородностью, которая выражается в наличии полосовой структуры с шириной полос около 1 мкм на фоне крупных зёрен размером до 10 мкм (рис. 3, а). Анизотропии зёрненной структуры не обнаружено.

После двусосного прессования (рис. 3, б) в отличие от предыдущего варианта (МВП) обработки в объёме материала удаётся сформировать мелкокристаллические структурные состояния, в том числе с

Рис. 3. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после трёхосной [7] (а), двусосной деформации (б) методом МВП при комнатной температуре

субмикронным размером зёрен. При этом в некоторых участках наблюдаются микрополосы шириной 0,1—0,5 мкм, вытянутые в направлении третьей оси, вдоль которой прессование не осуществлялось (см. рис. 3, б). Такое структурное состояние характерно для всех сечений, параллельных этому направлению. В перпендикулярном ему сечении наблюдается преимущественно равноосная зёрненная структура. Таким образом, переход от трёх- к двусосной схеме прессования сопровождается формированием анизотропно-го структурного состояния.

Анализ непрерывных разориентировок показал, что реализация как двусосного, так и трёхсосного прессования приводит к формированию аналогичных наблюдаемым после прокатки [5] структурных состояний с высокой ($\chi_{ij} \approx 10$ —20 град/мкм) кривизной кристаллической решётки.

Проведённый в работе [7] анализ показал, что, как и при прокатке, в условиях МВП важными механизмами фрагментации и переориентации кристаллической решётки являются образование полос некристаллографических сдвигов и механизм дислокационно-дислокационного типа.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА V—4Ti—4Cr В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Метод кручения под давлением является на сегодняшний день одним из наиболее эффективных методов интенсивного внешнего воздействия на металлы и сплавы разного класса. Этот метод позволяет легко достигать очень больших (до $e \approx 7$ [6] и более) величин истинной логарифмической деформации.

В [6, 12] установлено, что в процессе кручения под давлением одной из важных особенностей эволюции микроструктуры, как и после прокатки, является формирование анизотропной зёрненной структуры. Как видно на рис. 4, после деформации $e \approx 3$ размер субмикрокристаллов в направлении оси кручения (перпендикулярном плоскости наковален) не превышает ≈ 100 нм, что в несколько раз меньше, чем в направлениях, параллельных плоскости наковален, в которых эти размеры находятся в интервале 250—400 нм. Кривизна кристаллической решётки в этом состоянии достигает значений до 30 град/мкм.

Рис. 4. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после деформации кручением под давлением ($e \approx 3$). Сечение, перпендикулярное плоскости наковален [6, 12]

Существенные изменения микроструктуры изучаемого сплава наблюдаются при деформации в интервале $e \approx 3$ —6. Пример анализа такого структурного состояния представлен на рис. 5 [6].

Таким образом, важной особенностью деформации кручением под давлением в интервале $e \approx 3$ —6 является активизация процессов трансформации внутренней структуры субмикрозёрен. При этом зёрна размером около 100—200 нм с кривизной кристаллической решётки десятки град/микрон фрагментируются на нанокристаллы размером от 5 до 20 нм с дипольным или мультипольным характером малоугловых разориентировок и необычно высокими (сотни град/микрон) значениями градиентов ориентации. Указанные градиенты формируются как за счёт дискретных границ разориентации, так и структурного состояния с высокими непрерывными разориентировками или высокой кривизной кристаллической решётки [6]. На рис. 5, д схематически представлен фрагмент такого состояния, которое характеризуется как двухуровневое структурное состояние [13].

Рис. 5. Светлопольное (а) и темнопольные (б—г) электронно-микроскопические изображения дефектной субструктуры субмикрокристалла сплава V—4Ti—4Cr после деформации кручением под давлением, $\epsilon \approx 5$ [6]; сечение, перпендикулярное плоскости наковален; φ — угол наклона образца в гониометре; д — схема дефектной субструктуры с дипольным характером разориентировок

После достижения $\epsilon \approx 6,6$ на фоне двухуровневого состояния обнаружено формирование качественно нового типа субструктуры — полос деформации с переориентацией кристаллической решётки длиной несколько микрон и шириной около 1 мкм (мезополосы) (рис. 6) [6]. Они представляют собой пачки разориентированных нанополос размером (шириной) от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров (показаны на рис. 6, а стрелками), которые распространяются в некристаллографических направлениях, формируя ярко выраженные вихревые структуры вплоть до образования петлевых конфигураций размером до нескольких микрон (рис. 6, б). Кроме того, эти полосы характеризуются сложным взаимодействием между собой и с элементами окружающей их микроструктуры (рис. 6, в). При этом в местах их пересечения часто формируются участки, характеризующиеся сложным структурным состоянием с высокой пористостью (рис. 6).

Рис. 6. Микроструктура сплава V—4Ti—4Cr после деформации кручением под давлением, $\epsilon \approx 6,6$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален

Приведённые результаты свидетельствуют о некоторой стадийности в реализации механизмов структурообразования в процессе деформации сплава V—4Ti—4Cr кручением под давлением. При этом наблюдается зависимость типов структурных состояний и механизмов их формирования от величины пластической деформации. На стадии формирования субмикрокристаллического структурного состояния (до $\epsilon \approx 3$) определяющую роль так же, как в случае прокатки и МВП, играют механизм образования полос некристаллографических сдвигов и механизм дислокационно-дисклинационного типа. В то время как на стадиях интенсивного разви-

тия наноструктурных состояний (структур двухуровневого типа и пачек нанополос), как было показано в [6, 16, 17], активизируется квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в градиентном поле напряжений. Этот механизм, по нашему мнению, обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования металлических материалов с образованием структурных состояний с размером нанокристаллов в несколько нанометров. Помимо этого, при больших пластических деформациях ($e > 6$) наблюдается проявление коллективных эффектов взаимодействия механизмов формирования субструктур дипольно-мультипольного типа [6, 16, 17], результатом чего являются зарождение и распространение упомянутых пачек из нанополос и вихревых образований (рис. 6)

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ и обобщение представленных результатов свидетельствуют о том, что в сплаве V—4Ti—4Cr, независимо от способа деформации, получаемые структурные состояния характеризуются высокими значениями кривизны кристаллической решётки, плотности дисклинаций на границах зёрен, локальных внутренних напряжений и градиентов этих напряжений (см. таблицу). Помимо этих параметров, в таблице представлены размеры субмикро- или нано-зёрен и субзёрен (d), формирующихся нанокристаллических (НК) или субмикрорекристаллических (СМК) состояний.

Параметры высокодефектных структурных состояний в сплаве V—4Ti—4Cr после больших пластических деформаций различными методами

Способ и степень (e) деформации	χ_{ij} , град/мкм	Источник	$\sigma_{\text{лок}}$	$\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r$, мкм ⁻¹	d , нм
Прокатка, $e \approx 3$	20	[5]	$E/60$	$E/20$	100—400
Прокатка, $e \approx 5,8$	20	Данная работа	$E/115—E/72$	$E/6$	< 100
МВП, $e \approx 5,8$	20	[7]	$E/60$	$E/20$	100—1000
КПД, $e \approx 3$	30	[6, 12]	$E/40$	$E/12$	100—400
КПД, $e \approx 6$	200	[6, 16, 17]	$E/60$	$E/2$	5—20

Примечание: d — характерные размеры зёренно-субзёренной структуры; КПД — кручение под давлением.

Как видно из таблицы, наблюдается зависимость указанных параметров от способа и величины пластической деформации. Достижение в процессе прокатки или кручения под давлением значений истинной логарифмической деформации $e \approx 3$ сопровождается формированием СМК-состояний с близкими характеристиками χ_{ij} , $\sigma_{\text{лок}}$, $\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r$. При $e \approx 6$ эти методы обеспечивают образование нанокристаллических структур, но с существенным различием как в размерах кристаллитов, так и в параметрах упруго-напряжённого состояния. В то же время при реализации различных схем МВП достижение указанных высоких степеней деформации приводит к созданию сильно неоднородного мелкокристаллического состояния с элементами СМК- и НК-структуры. Формирование такой структуры однородно во всём объёме образцов достигается в процессе деформации прокаткой или кручением под давлением.

Важной особенностью формирующихся структурных состояний является анизотропия зёренной структуры. Как следует из полученных результатов, в случае МВП к формированию такой структуры приводит переход от трёхосного к двuosному прессованию. При кручении под давлением анизотропия микроструктуры связана с анизотропией полей смещений и поворотов [12]. Для адекватной структурной аттестации таких состояний необходимо проведение сравнительных исследований в различных сечениях образцов с количественным определением параметров зёренной и дефектной микроструктуры.

Анализ особенностей структурных состояний и механизмов их формирования позволяет выделить два этапа эволюции микроструктуры в процессе больших пластических деформаций сплава V—4Ti—4Cr. Первый этап при величинах $e \leq 3$, второй — $e > 3$. Первый этап связан с созданием СМК-состояний путём образования полос некристаллографических сдвигов и дислокационно-дисклинационного механизма формирования и релаксации субструктур с ненулевыми компонентами тензора плотности дисклинаций.

Качественно новые структурные состояния и механизмы их формирования на втором этапе деформации связаны с активизацией квазивязкого механизма пластического течения потоками неравновесных точечных дефектов в полях градиентов диагональных компонентов тензора напряжений. Важной особенностью этого механизма является то, что его реализация:

— способна обеспечить достаточно высокие скорости и величины пластической деформации [16, 17] и может играть важную роль в явлении сверхвысокой технологической пластичности сплавов V—Ti—Cr;

— осуществляет деформацию и фрагментацию кристаллической решётки на наномасштабном (менее 100 нм) уровне и обеспечивает формирование нанокристаллической структуры с дипольно-мультипольным характером разориентировок, размерами нанокристаллов несколько нанометров и упругопластической или упругой кривизной кристаллической решётки от нескольких десятков до нескольких сотен град/мкм [12, 13, 16, 17].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены закономерности эволюции микроструктуры в сплаве V—4Ti—4Cr в процессе больших пластических деформаций при комнатной температуре прокаткой, многократным всесторонним прессованием и кручением под давлением. Проведена количественная аттестация параметров дефектной субструктуры формирующихся при этом мелкокристаллических, субмикрокристаллических и нанокристаллических структурных состояний.

Независимо от способа деформации, при величинах истинной логарифмической деформации $e \leq 3$ основными механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решётки при формировании указанных состояний являются образование полос локализованных некристаллографических сдвигов с высокоугловым характером разориентировок и дислокационно-дисклинационный механизм релаксации высокоэнергетических структурных состояний с высокой кривизной кристаллической решётки. В процессе прокатки и кручения на наковальнях Бриджмена реализация этих механизмов приводит к образованию СМК-состояний с размером разориентированных фрагментов десятые доли микрона и кривизной кристаллической решётки десятки град/мкм.

При значениях $e > 3$ обнаружено формирование двух новых типов НК-структуры:

- нанокристаллов размером несколько нанометров с малоугловыми границами;
- мезополос локализации деформации, состоящих из пачек нанополос с дипольным и (или) мультипольным характером разориентировок.

В качестве основного механизма формирования и распространения СМК- и НК-структур рассматривается квазивязкий механизм пластического течения и переориентации кристалла потоками неравновесных точечных дефектов в полях градиентов диагональных компонентов тензора локальных внутренних напряжений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-85.2011.8. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

REFERENCES

1. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A., Ioltukhovskiy A.G., Shikov A.K., Blokhin A.I. Present status and future prospects of the Russian program for fusion low-activation materials. — J. Nucl. Mater., 2000, vol. 283—287, pp. 1468—1472.
2. 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.
3. Fromm E., Gebhardt E. Gases and carbon in metals. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1980, 712 p. (in Russian).
4. Grigorovich V.K., Sheftel E.N. Dispersion strengthening of refractory metals. — M.: Nauka (Science), 1980. 304 p. (in Russian).
5. Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Ovchinnikov S.V., Korotaev A.D., Potapenko M.M., Chernov V.M. Peculiarities of the formation of nanostructural states at large plastic strains of V—4%Ti—4%Cr alloy. — Perspektivnye materialy (Perspective Materials), 2006, № 1, pp. 5—19 (in Russian).
6. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Grinyayev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M., Korznikov A.V. The evolution of defective substructure at large plastic strains of V—4Ti—4Cr alloy. — Zhurnal tekhnicheskoy fiziki (Journal of Technical Physics), 2011, vol. 81, issue 6, pp. 68—74 (in Russian).
7. 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, pp. 103—106.

8. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P. et al.** Way of thermomechanical processing of vanadium alloys. Utility patent № 2360012 C1 RU. Pub. 27 June 2009. Bul. № 18 (in Russian).
9. **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 alloy. — VANT. Ser. Termoyadernyi sintez (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2011, issue 2, pp. 28—35 (in Russian).
10. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Drobyshv V.A., Potapenko M.M., Chernov V.M.** The influence of thermomechanical treatment modes 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).
11. **Tyumentsev A.N., Korotaev A.D., Pinzhin Yu.P., Ditenberg I.A., Litovchenko S.V., Shuba Yu.V., Shevchenko N.V., Drobyshv V.A., Potapenko M.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.
12. **Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Korznikov A.V. et al.** Peculiarities of formation of submicrocrystalline structural state under plastic deformation of the V—4Ti—4Cr alloy on Bridgman anvils. — Fizika metallov i metallovedenie (Physics of Metals and Metallography), 2012, vol. 113, № 2, pp. 170—180 (in Russian).
13. **Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A.** Structural states with high curvature of the crystal lattice in submicrocrystalline and nanocrystalline metallic materials. — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of higher schools. Physics), 2011, № 9, pp. 26—36 (in Russian).
14. **Vladimirov V.I.** The Physical nature of the metals fracture. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1984. 280 p. (in Russian).
15. **Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P.** Activation and the characteristic types of defective substructures of the meso-level high-strength materials plastic flow. — Fizicheskaya mezomekhanika (Physical Mesomechanics), 1998, vol. 1, № 1, pp. 23—35 (in Russian).
16. **Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Korznikova E. A. et al.** Nanodipoles of partial disclinations as carriers of noncrystallographic shift and reorientation of the crystal lattice in nickel and vanadium nanocrystals. — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of higher schools. Physics), 2010, № 12, pp. 67—76 (in Russian).
17. **Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A.** Nanodipoles of partial disclinations as carriers of quasi-viscous deformation mode and formation of nanocrystalline structures by intensive plastic deformation of metals and alloys. — Fizicheskaya mezomekhanika (Physical Mesomechanics), 2011, vol. 14, № 3, pp. 55—68 (in Russian).
18. **Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Denisov K.I., Korchagin M.A.** Peculiarities of formation of highdefective structural states in mechanocomposites and niobium and aluminium powders in the process of intensive deformation effects in planetary ball mills. — Fizicheskaya mezomekhanika (Physical Mesomechanics), 2011, № 6, pp. 53—62 (in Russian).

AUTHORS

Ditenberg I.A. Tomsk State University, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, pr. Lenina 36, 634050 Tomsk, Russia.

Tyumentsev A.N. Tomsk State University, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, pr. Lenina 36, 634050 Tomsk, Russia.

Grinyaev K.V. Tomsk State University, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, pr. Lenina 36, 634050 Tomsk, Russia.

Chernov V.M. OJSC «A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials», ul. Rogova 5a, 123060, Moscow, Russia; chernov@bochvar.ru

Drobyshv V.A. OJSC «A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials», ul. Rogova 5a, 123060, Moscow, Russia.

Potapenko M.M. OJSC «A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials», ul. Rogova 5a, 123060 Moscow, Russia.

Received 18 April 2012
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2012, issue 3, pp. 27—35.