

УДК: 669.018.25

**МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА
V-Cr-W-ZrC В УСЛОВИЯХ ФАЗОВОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ
КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ**

*А.Н. Тюменцев**, И.А. Дитенберг, И.В. Смирнов, Ю.П. Пинжин, К.В. Гриняев
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В.М. Чернов, М.М. Потапенко, К.А. Мороз, Н.А. Дегтярев
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», Москва
atyumentsev46@mail.ru

Изучены закономерности и механизмы однородной деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК – превращений в сплаве V-Cr-W-ZrC в зависимости от его структурного состояния и условий силового воздействия. Важной особенностью этих механизмов является их активизация на наномасштабном структурном уровне с формированием нано-объемов размерами несколько нанометров - новых носителей этой моды деформации. В основе активизации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений как механизмов пластической деформации лежит явление фазовой нестабильности ОЦК решетки в полях напряжений. Установлены взаимосвязи этих механизмов с особенностями физико-механических свойств ванадиевых сплавов, таких как сверхвысокая технологическая пластичность, температура хладноломкости, характеристики ударной вязкости и эффективность дисперсного упрочнения наноразмерными частицами неметаллических фаз.

Ключевые слова: пластическая деформация, электронная микроскопия, дефекты кристалла, мартенситные превращения, наноструктурные состояния, ударная вязкость, механизмы деформации, дисперсное упрочнение, ванадиевые сплавы.

MECHANISMS OF PLASTIC DEFORMATION AND FRACTURE OF V-Cr-W-ZrC ALLOY UNDER CONDITIONS OF PHASE INSTABILITY OF THE CRYSTAL LATTICE

A.N. Tyumentsev, I.A. Ditenberg, I.V. Smirnov, Yu.P. Pinzhin, K.V. Grinyayev
Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk*

V.M. Chernov, M.M. Potapenko, K.A. Moroz, N.A. Degtyarev

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

The patterns and mechanisms of homogeneous deformation of $bcc \rightarrow hcp \rightarrow bcc$ transformations in the V-Cr-W-ZrC alloy have been studied depending on its structural state and conditions of force action. An important feature of these mechanisms is their activation at the nanoscale structural level with the formation of nano-volumes several nanometers in size - new carriers of this deformation mode. The activation of $bcc \rightarrow hcp \rightarrow bcc$ transformations as mechanisms of plastic deformation is based on the phenomenon of phase instability of the bcc lattice in fields of stresses. The relationships between these mechanisms and the peculiarities of the physical and mechanical properties of vanadium alloys, such as ultra-high technological plasticity, cold brittleness temperature, impact strength characteristics and the efficiency of dispersion strengthening by nanosized particles of non-metallic phases, have been established.

Keywords: plastic deformation, electron microscopy, crystal defects, martensitic transformations, nanostructural states, impact strength, deformation mechanisms, dispersion strengthening, vanadium alloys.

1. Введение

В соответствии с работами [1-8] одним из механизмов пластической деформации ОЦК сплавов в условиях их фазовой нестабильности в полях механических напряжений являются прямые плюс обратные (ОЦК \rightarrow ГПУ \rightarrow ОЦК) превращения мартенситного типа с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам. Это не дислокационная мода деформации: деформация растяжения – сжатия типа деформации Бейна, контролируемая диагональными компонентами тензора напряжений в зонах превращений. Важными особенностями этого механизма являются его низкая чувствительность к дефектам микроструктуры и высокая эффективность релаксации высокодефектных структурных состояний в условиях фазовой нестабильности кристаллической решетки. Эти особенности играют важную роль в многочисленных явлениях пластической деформации. Среди них:

- сверхвысокая технологическая пластичность сплавов на основе ванадия [1, 2];
- повышение низкотемпературной пластичности и ударной вязкости сплавов ванадия вплоть до температуры жидкого азота [3];

– механическое двойникование, в том числе в плоскостях со сложными индексами в сплавах на основе никелида титана TiNi [4, 5, 6] и Mo-Re [1, 7];

– формирование в TiNi сплавах нанокристаллических структур с размерами нанозерен в несколько межатомных расстояний [8].

В настоящей работе представлены результаты исследования закономерностей однородной деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК – превращений в сплаве V-Cr-W-ZrC. Заметим, что термин «однородная» используется здесь для характеристики механизма деформации в зонах ОЦК→ГПУ→ОЦК – превращений. Согласно [9], это однородная деформация растяжения – сжатия, или контракционная мода деформации, связанная с перестройкой атомов кристаллической решетки при формировании плотноупакованных структур.

Исследование проведено в различных условиях силового воздействия и в зависимости от структурного состояния этого сплава. Изучены особенности пластической деформации с участием ОЦК→ГПУ→ОЦК – превращений в процессе:

- деформации прокаткой при комнатной температуре;
- испытаний на ударную вязкость;
- активной деформации растяжением при разных температурах.

Установлены взаимосвязи механизма ОЦК→ГПУ→ОЦК – превращений с особенностями физико-механических свойств сплава V-Cr-W-ZrC, таких как сверхвысокая технологическая пластичность, температура вязко-хрупкого разрушения, характеристики ударной вязкости и эффективность дисперсного упрочнения наноразмерными частицами неметаллических фаз.

2. Материалы и методика исследований

Состав исследуемого сплава приведен в табл. 1.

Таблица 1

Состав мало-активируемого ванадиевого сплава V-Cr-W-ZrC.

Содержание легирующих элементов, вес. % (ат. %).					
Cr	W	Zr	C	O	N
3.00 (3.09)	7.00 (2.04)	0.60 (0.35)	0.11 (0.47)	0.03 (0.1)	0.01 (0.036)

Исследования проведены после термомеханических обработок по стандартному (ТМО-I разработки АО «ВНИИНМ») и модифицированному (ТМО-II) режимам обработки, приведенным в работе [10].

Механические испытания методом активного растяжения со скоростью деформации $\dot{\epsilon} \approx 2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ осуществляли с использованием образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $15 \times 2 \times 0,8$ мм. При температурах выше комнатной

деформацию проводили в вакууме $\approx 2 \times 10^{-5}$ Торр. В интервале низких температур в качестве охладителя использовали жидкий азот или его смеси с этиловым спиртом.

Исследование температурной зависимости ударной вязкости проводили на образцах размерами $3 \times 4 \times 27$ мм (с V-образным концентратором напряжений) в интервале температур от -186 до 150 °С на ударном копре VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig. В качестве охладителя использовались жидкий азот и его смесь с этиловым спиртом. Более подробно методика этих исследований представлена в работе [3].

Особенности рельефа поверхностей разрушения и анализ картины дифракции обратно рассеянных электронов (electron back scattering diffraction (EBSD)) изучены с использованием сканирующего электронно-ионного микроскопа FEI Quanta 200 3D с приставкой Regasus при ускоряющем напряжении 30 кВ в режиме с гексагональной постановкой точек. Кичуки-картины обратно рассеянных электронов автоматически индентировались программой «TSL OIM data collection». Обработка полученного массива данных проведена с использованием программного обеспечения «TSL OIM analysis».

Методом просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ проведены исследования дефектной субструктуры внутри микрополос ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, формирующихся в процессе прокатки исследуемого сплава в лист толщиной 3 мм, и в окрестности (на расстояниях не более нескольких мкм) поверхностей разрушения после испытаний на ударную вязкость. Тонкие фольги получали при этом методом ионной резки на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta 200 3D.

3. ОЦК→ГПУ→ОЦК превращения как механизмы деформации и разрушения сплава V-Cr-W-ZrC в процессе прокатки при комнатной температуре и испытаний на ударную вязкость

Исследование температурной зависимости ударной вязкости и особенностей дефектной субструктуры в окрестности поверхностей разрушения проведено в двух структурных состояниях:

- после ТМО-I с заключительным этапом - прокаткой при комнатной температуре в лист толщиной 3 мм (далее структурное состояние 1);
- после указанной выше прокатки и последующего отжига 1050 °С 1 час (состояние 2).

Исследование зеренной структуры сплава V-Cr-W-ZrC перед испытаниями на ударную вязкость, проведенное с использованием дифракции обратно рассеянных электронов, показало [3], что в структурном состоянии после прокатки наблюдается мелкокристаллическое состояние со средним размером зерен (фрагментов) около 7 мкм. Последующий отжиг 1050 °С 1 час приводит к сохранению мелкокристаллической структуры с увеличением этих размеров до ≈ 9 мкм.

Протекающие при этом процессы возврата высоко-дефектного нано-структурного состояния, формирующегося в процессе прокатки, приводят к примерно 5%-ному (от 2,57 до 2,43 ГПа) снижению микротвердости.

3.1. Влияние режимов ТМО на характеристики ударной вязкости и особенности разрушения

Температурные зависимости ударной вязкости сплава V–Cr–W–ZrC до и после отжига при 1050 °С и некоторые особенности характера его разрушения при разных температурах приведены на рис. 1 и в табл. 2.

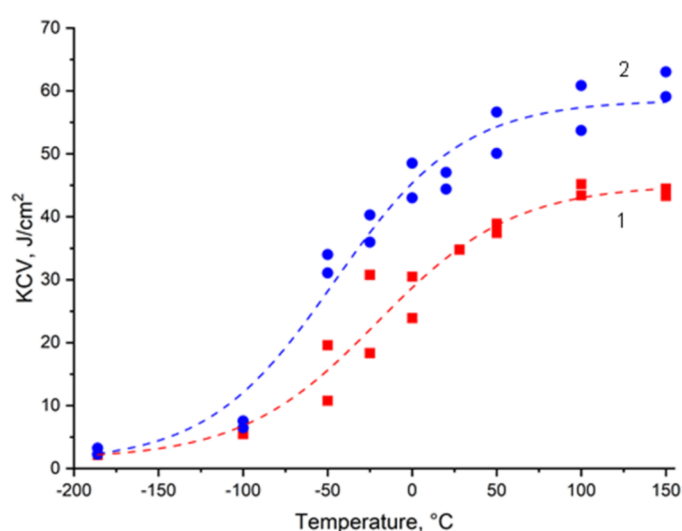


Рис. 1. Температурная зависимость ударной вязкости сплава V–Cr–W–ZrC в структурных состояниях 1 (кривая 1) и 2 (кривая 2)

Таблица 2

Характеристики ударной вязкости и микроструктуры поверхностей разрушения сплава V–Cr–W–ZrC при разных температурах [3]

Структурное состояние 1 (прокатка при комнатной температуре)						
Температура, °С	+ 100	+ 50	0	- 25	- 100	- 186
l , мм	0.65-0.7	0.95-1.05	0.65-0.7	0.65-0.7	0.25-0.3	0.02-0.03
S_{br}/S_0	0.4-0.45	0.25-0.3	0.45-0.5	0.45-0.5	0.7-0.75	>0.95
KCV, Дж/см ²	44 – 46	39 – 40	24 – 31	11 – 20	5	2
Структурное состояние 2 (прокатка плюс отжиг 1050 °С 1 час)						
Температура, °С	+ 100	+ 50	0	- 50	- 100	- 186
l , мм	0.95-1.05	0.95-1.05	0.65-0.7	0.65-0.7	0.25-0.3	0.09-0.1
S_{br}/S_0	0.4-0.45	0.25-0.3	0.45-0.5	0.45-0.5	0.7-0.75	>0.9
KCV, Дж/см ²	55 – 62	51 – 58	44 – 50	32 – 35	6 – 8	2 – 3
l – глубина зоны пластического роста трещины в направлении максимальных сдвиговых напряжений; S_{br} – площадь квазихрупкого транскристаллитного скола; S_0 – исходная площадь поперечного сечения.						

Электронно-микроскопическое исследование особенностей разрушения сплава после испытаний на ударную вязкость показало [3], что, независимо от режима обработки, на верхней полке кривых температурной зависимости ударной вязкости при температурах испытания (100-150) °С поверхность разрушения образцов представляет собой типичный вязкий ямочный излом. Понижение температуры испытаний сопровождается появлением участков квазихрупкого транскристаллитного скола. В структурном состоянии 1 они наблюдаются после понижения температуры разрушения до $T=50$ °С в образцах после отжига 1050 °С (состояние 2) до $T=100$ °С.

На поверхностях разрушения при этом обнаруживаются два типа разрушения:

– зоны пластического роста трещин, распространяющихся под углами около 45° к поверхности образцов, то есть в направлениях максимальных сдвиговых напряжений (рис. 2а);

– участки квазихрупкого транскристаллитного скола (рис. 2б), площадь которых с понижением температуры разрушения постепенно увеличивается.

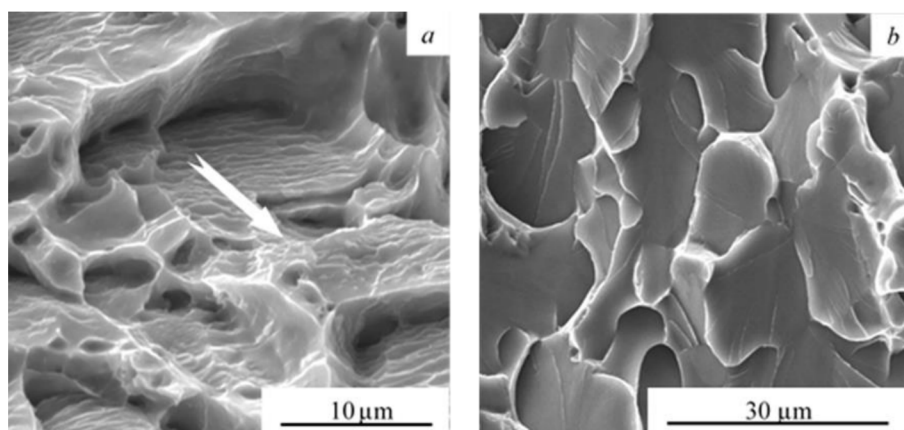


Рис. 2. Рельеф поверхности разрушения зоны пластического роста трещины (а) и квазихрупкого транскристаллитного скола (б) после испытаний сплава V–Cr–W–ZrC на ударную вязкость в структурном состоянии 1 при $T=-100$ °С (а) и 0 °С (б). Стрелкой показано направление приложенного напряжения и распространения зоны пластического роста трещины

Важной особенностью разрушения является наличие резкой (локализованной в области шириной не более (1-2) мкм) границы между зонами пластического роста трещины и квазихрупкого транскристаллитного скола [3]. Результаты электронно-микроскопического исследования размеров этих зон с оценкой отношения площади квазихрупкого транскристаллитного скола к исходной площади образцов (S_{br}/S_0) в зависимости от температуры разрушения приведены в табл. 2. Как видно из этой таблицы, в интервале температур от $+100$ до -50 °С величина (S_{br}/S_0) изменяется в пределах от $\approx 25\%$ до 50% . В области отрицательных температур вблизи комнатной (от 0 до -25 °С в структурном состоянии 1 и от 0 до -50 °С в состоянии 2) эта величина

($S_{br}/S_0 \approx (45-50)\%$) практически не меняется. Она увеличивается до $\approx (70-75)\%$ при $T = -100$ °С и превышает $(90-95)\%$ при температуре жидкого азота.

При изменении температуры разрушения от $-(25-50)$ °С до -100 °С в обоих структурных состояниях более чем в 2 раза (от 0,65-0,7 до 0,25-0,3 мм) уменьшается глубина зоны пластического роста трещин (l). В этом же интервале наблюдается и трех-четырёх кратное (от 11-20 до 5 в состоянии 1 и от 32- 35 до 6-8 Дж/см² в состоянии 2) уменьшение величины ударной вязкости образцов.

Исследование рельефа поверхности разрушения в зоне пластического роста трещины (рис. 2а) свидетельствует о наличии двух характерных масштабов разрушения.

Во-первых, это масштаб зеренной структуры с размерами зерен от нескольких до 10-12 мкм, свидетельствующий о ее важной роли в процессе разрушения.

Во-вторых, внутри зерен на поверхности вязкого транскристаллитного разрушения обнаружен рельеф субмикроскопического (<1 мкм) масштаба. Это микрополосы типа гребней отрыва с квазипериодическим характером распределения вдоль направлений, близких к направлениям роста трещин. Как видно из рис. 2а, при температуре разрушения -100 °С ширина микрополос составляет доли микрона, а расстояния между ними в указанных выше направлениях – около 1 мкм.

Как видно из рис. 1 и табл. 2, в процессе снижения температуры разрушения от -100 до -186 °С, когда площадь квазихрупкого транскристаллитного скола превышает $(90-95)\%$, величина ударной вязкости уменьшается по сравнению с температурами вблизи комнатной более чем на порядок. Следовательно, эта величина характеризует работу, затраченную на пластическую деформацию в зоне вязкого транскристаллитного разрушения. Это зона очень высоких деформирующих и локальных (в том числе в вершине растущей трещины) внутренних напряжений с ограниченными возможностями их пластической релаксации.

В соответствии с [1, 2] в этих условиях в ванадиевых сплавах следствием фазовой нестабильности кристалла в полях высоких локальных напряжений возможна активизация механизма ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, единственной модой которого является однородная деформация растяжения – сжатия типа деформации Бейна. Одним из условий появления этого механизма является наличие компонент сжатия в направлениях типа $<100>$. В условиях сверхвысокой технологической пластичности при прокатке это обеспечивается высокой текстурной компонентой этого типа в плоскости прокатки. Аналогичные условия (деформация сжатием в направлении, нормальном плоскости прокатки) выполняются и в процессе испытаний на ударную вязкость.

Как показано в работах [9, 11], величина пластической деформации растяжения-сжатия в процессе ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений достигает значений, близких к $\varepsilon_{ii} \approx 10\%$. В микрополосах $<110>$ переориентации [1-3] или двойниках деформации [4-7] размерами (шириной) десятые доли микрона такая деформация, одномоментно без

дефектов или разрушения, невозможна. Носителями пластической деформации должны быть при этом объекты значительно меньших размеров. Для сдвиговых мод деформации (в том числе при образовании в условиях обратимых мартенситных превращений нанодвойников деформации) такими носителями являются дислокации. В случае ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений для описания однородной деформации превращения сжатия – растяжения необходимы носители нового типа.

В настоящей работе для выявления таких носителей проведено исследование особенностей дефектной субструктуры в зонах ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием темнопольного анализа разориентировок на наномасштабном (несколько нанометров) структурном уровне.

3.2. Особенности дефектной субструктуры в условиях ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений на наномасштабном структурном уровне

Электронно-микроскопическое исследование проведено в окрестности поверхности вязкого разрушения с представленным на рис. 2а характерным квазипериодическим рельефом на расстояниях не более нескольких микрон от этой поверхности. Это исследование показало, что ОЦК→ГПУ→ОЦК превращения является важным механизмом деформации в зонах пластического роста трещин после испытаний на ударную вязкость во всем представленном на рис. 1 интервале температур ниже комнатной. Все указанные выше зоны, помимо мезополос переориентации, содержат высокую плотность нанообъемов размерами несколько нанометров. Пример таких нанообъемов внутри и в окрестности мезополос шириной десятки нанометров с малоугловыми границами (см. также рис. 6 в работе [3]) приведен на рис. 3.

Аналогичное структурное состояние обнаружено и в исходных (до испытаний на ударную вязкость) образцах после деформации прокаткой в лист толщиной 3 мм (рис. 4). Существенно, что в этом случае на нанообъемы размерами несколько нанометров наноструктурированы микрополосы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений с изменением (60-градусными $\langle 110 \rangle$ поворотами направлений однородной деформации превращений) систем обратных превращений. Следовательно, это нано-объемы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений – нано-масштабные зоны однородной деформации превращений типа деформации Бейна. По-существу, это означает активизацию этой моды деформации одновременно на мезо- и нано-масштабном уровнях деформации.

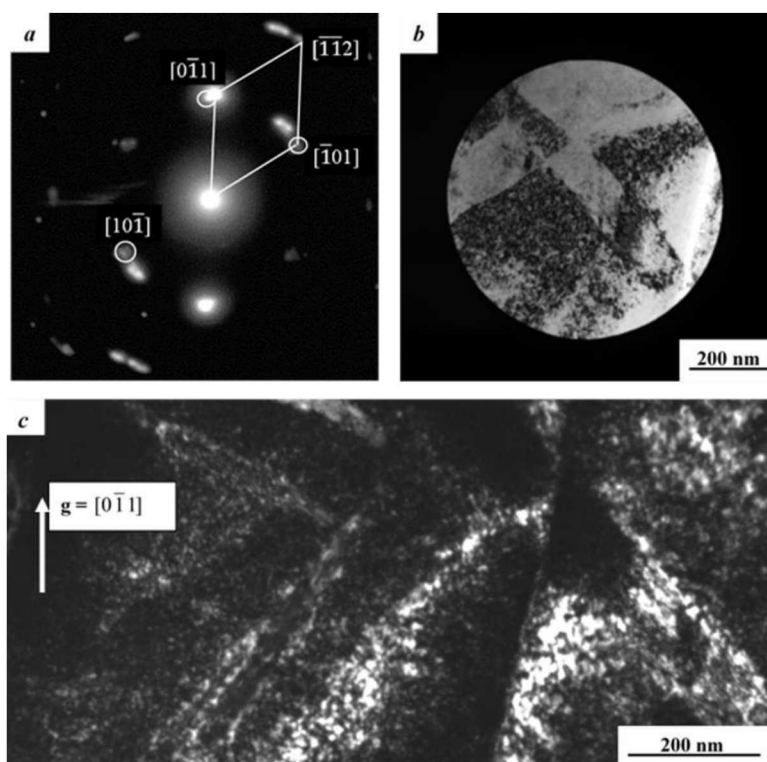


Рис. 3. Картина микродифракции (а), электронномикроскопические изображения в светлом (b) и темном поле рефлекса $[0\bar{1}1]$ (с) в зоне роста пластической трещины сплава V–Cr–W–ZrC после разрушения при $T=0$ °C

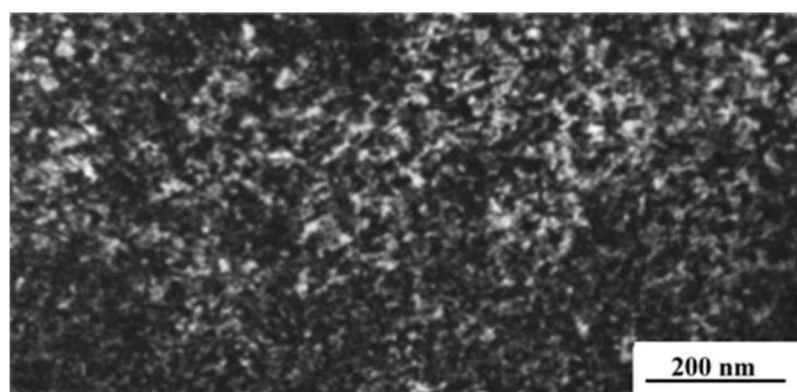


Рис. 4. Нано-объемы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений в микрополосе $60\langle 110 \rangle$ переориентации сплава V–Cr–W–ZrC после прокатки при комнатной температуре в лист толщиной 3 мм

Представленный на рис. 5 темнопольный анализ разориентировок в указанных выше нано-объемах показал, что угловые интервалы существования дифракционного контраста в них не превышают нескольких (как правило, 2-3) градусов. Следовательно, это зоны когерентного рассеяния с малоугловыми разориентировками. Как видно из рис. 5, подавляющее большинство таких зон имеют размеры менее 5 нм. Более крупные (десятки нанометров) образования имеют внутреннюю структуру, фрагментированную

на нано-объемы указанного выше размера. Пример области такой фрагментации выделен на рис. 5 прямоугольной рамкой. Обнаруженный при этом непрерывный характер изменения интенсивности дифракционного контраста, в том числе на границах показанных на рис. 5 нанообъемов, свидетельствует о непрерывном характере изменения ориентации кристаллической решетки внутри этих нано-объемов и между ними.

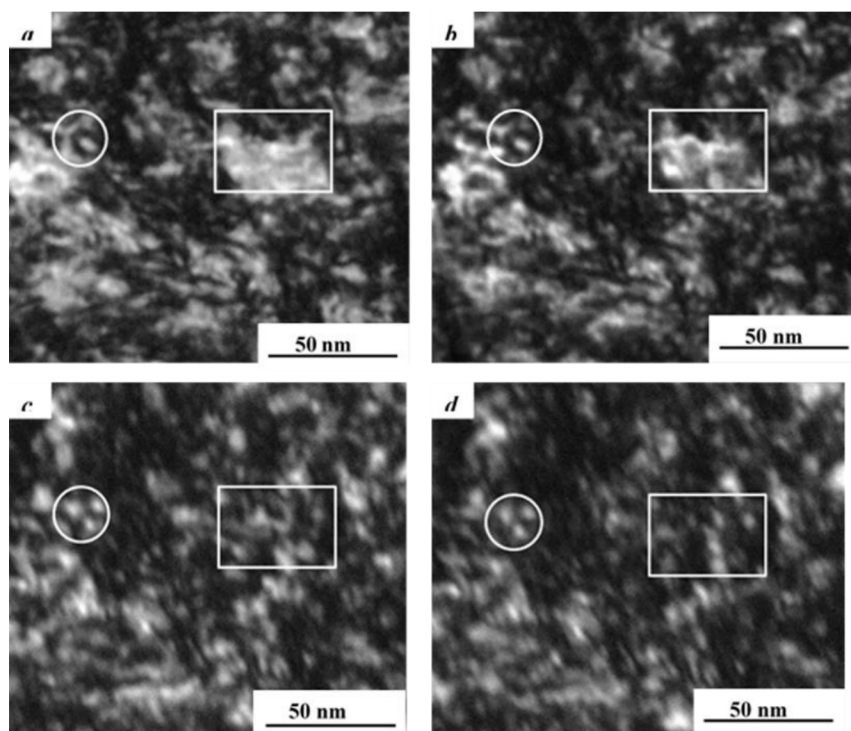


Рис. 5. Эволюция электронно-микроскопического контраста нано-объемов ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений в темном поле рефлекса на рис. 3 а в процессе наклона образца в гониометре на углы $\Delta\varphi \approx 0^\circ$ (a), $0,1^\circ$ (b), $0,3^\circ$ (c) и $0,5^\circ$ (d)

Приведенные выше результаты свидетельствуют о том, что представленные на рис. 3-5 структурные состояния являются нано-объемами размерами менее 5 нанометров с высокими непрерывными разориентировками. Схематически пример такого состояния для нано-объема размерами около 5 нм показан на рис. 6. Как видно из этой схемы, это структурное состояние с дипольным характером разориентировок .эи высокой кривизной кристаллической решетки. При размерах нано-объемов $d \approx 5$ нм и углах разориентации около 1° величина градиента ориентации или кривизны кристаллической решетки составляет $\chi_{ij} \approx 1$ град/5 нм ≈ 200 град/мкм.

Из рис. 3-5 видно, что плотность нанообъемов столь велика, что, как в окрестности поверхностей разрушения (рис. 3, 5), так и после прокатки (рис. 4), они заполняют весь объем материала с формированием нанокристаллических структур с малоугловыми границами, дипольным характером непрерывных разориентировок и кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм. В нанообъектах такого размера

с высокими (близкими к теоретической прочности) напряжениями работы источников Франка – Рида и отсутствием дислокаций это преимущественно упругая кривизна кристаллической решетки.

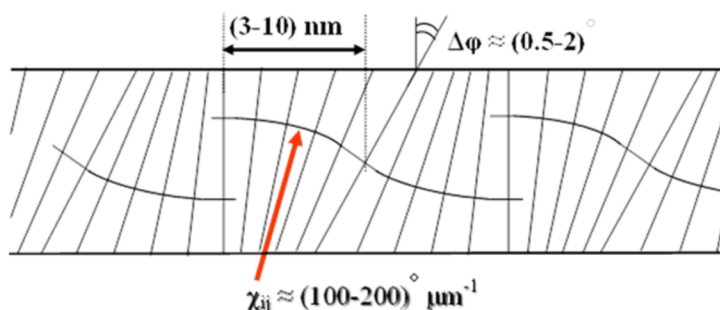


Рис. 6. Схема переориентации кристаллической решетки в наномасштабах ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений

В соответствии с работами [1, 12, 13] возникающие при указанных выше значениях $\chi_{ij} \approx 200$ град/мкм и $d \approx 5$ нм локальные внутренние напряжения относительно малы ($\sigma_{\text{лок}} \approx \chi_{ij} E d / 2 \approx E / 200$ [1]). В высокопрочных состояниях они не превышают предела текучести. Однако малые размеры наномасштабов обеспечивают формирование высоких локальных градиентов давления $\partial P / \partial x \approx 0,01 E \text{ нм}^{-1} \approx 10 E \text{ мкм}^{-1}$ и переориентацию кристаллической решетки таких наномасштабов в результате активизации квазивязких механизмов деформации – потоков вещества (атомов, неравновесных точечных дефектов и их комплексов и др.) в полях высоких локальных градиентов давления.

Эти результаты свидетельствуют о том, что активизация ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений в наномасштабах размерами несколько нанометров приводит к необходимости при анализе переориентации кристаллической решетки учитывать два фактора:

- во-первых, возможности изменения систем обратных превращений (60-градусных поворотов направления однородной деформации превращений и (или) типа ориентационных соотношений);
- во-вторых, процессы квазивязкого массопереноса в полях высоких локальных градиентов давления.

Реализация первого из этих вариантов приводит к формированию наномасштабов и мезополос переориентации с большеугловыми (десятки градусов) границами; второго – к представленным на рис. 3-5 наномасштабным структурам с малоугловыми непрерывными разориентировками и высокой (сотни град/мкм) упругой кривизной кристаллической решетки.

Важной особенностью представленных на рис. 1 зависимостей является увеличение ударной вязкости сплава V-Cr-W-ZrC после отжига образцов при $T = 1050$ °С. На наш взгляд, это может быть связано с процессами возврата и релаксации формирующихся при прокатке структурных состояний. Как показано в работе [3],

средние размеры зерен в процессе указанного выше отжига практически не меняются, увеличиваясь от ≈ 7 до ≈ 9 мкм, то есть процессы собирательной рекристаллизации при $T=1050$ °С отсутствуют. Значения микротвердости снижаются при этом от $2,57 \pm 0,18$ ГПа до $2,43 \pm 0,18$ ГПа. Согласно [3], такое снижение связано с изменением микроструктуры nano-объемов ОЦК \rightarrow ГПУ \rightarrow ОЦК превращений, поскольку отжиг при $T = 1050$ °С приводит к кратному уменьшению кривизны кристаллической решетки и формированию нанокристаллической структуры с размерами нанокристаллов в пределах от $\approx(2-3)$ до ≈ 10 нм и углами разориентации не более 3-4 градусов. Повышение ударной вязкости в результате указанных выше изменений может быть следствием снижения запасенной при прокатке энергии деформации и эффективности концентраторов напряжений – потенциальных источников зарождения трещин.

4. Особенности дисперсного упрочнения сплава V-Cr-W-ZrC при пластической деформации с участием ОЦК \rightarrow ГПУ \rightarrow ОЦК превращений

Как показано в работах [10, 14], перспективным способом повышения эксплуатационных свойств сплавов типа V-Cr-W-ZrC являются модифицированные методы их термомеханической обработки (ТМО-II), обеспечивающие возможность трансформации грубодисперсных частиц карбидных фаз в однородно распределенные по объему наноразмерные частицы ZrC. Один из примеров такой трансформации показан на рис. 7. Как видно из рис. 7а, после традиционного режима ТМО-I размеры частиц второй фазы достигают значений нескольких сот нанометров. После ТМО-II (рис. 7b) при высокой плотности наноразмерных (несколько нанометров) частиц ZrC грубодисперсные выделения карбидных фаз встречаются реже. Конкретные режимы ТМО-I и ТМО-II изложены в [10], а механизмы наноструктурирования гетерофазной структуры в [10, 14, 15].

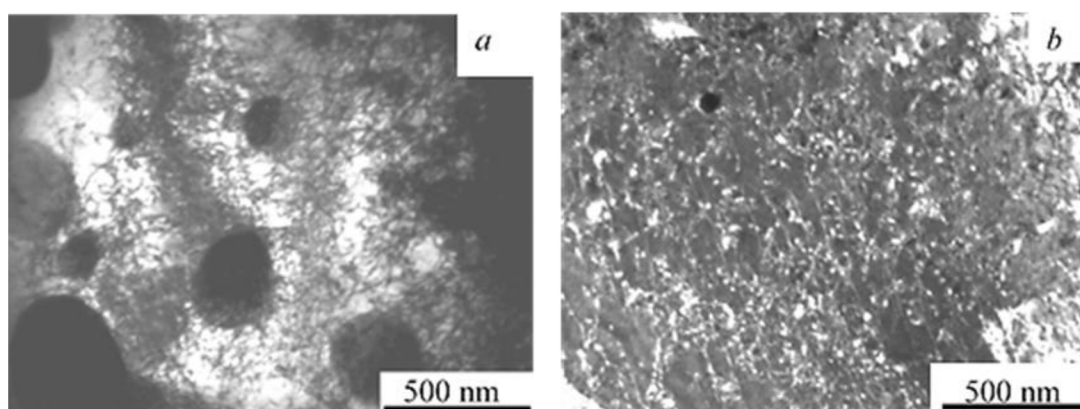


Рис. 7. Микроструктура сплава V-Cr-W-ZrC после традиционного (ТМО-I) режима термомеханической обработки (а) и наноструктурирования частиц ZrC после обработки по режиму ТМО-II (b).

a – изображение в светлом поле; *b* – темнопольные изображения наночастиц

С использованием указанных выше методов наноструктурирования гетерофазной структуры в ванадиевых сплавах достигается увеличение на (100-150) °С термической стабильности микроструктуры и значительное повышение характеристик кратковременной высокотемпературной прочности. Такое повышение является следствием высокой эффективности дисперсного упрочнения наноразмерными частицами неметаллических фаз при огибании этих частиц дислокациями по механизму типа механизма Орована $\Delta\sigma_{[OR]} \approx Gb/\lambda$ [16]. Здесь $\Delta\sigma_{[OR]}$ – напряжение Орована; $G \approx 47000$ МПа – модуль металлической матрицы; b – вектор Бюргерса дислокации; $\lambda \approx R(2\pi/3f)^{1/2}$ – расстояние между частицами; R – радиус частиц; f – их объемная доля. Результаты оценок напряжений Орована, проведенные в работах [10, 14, 15], показали, что эти напряжения ($\Delta\sigma_{[OR]}$) сравнимы с экспериментальными величинами прироста предела текучести ($\Delta\sigma_{0,1}$) в процессе наноструктурирования гетерофазной структуры. Отметим, что при характерных для исследуемых сплавов невысоких (десятые доли процента) объемных долях неметаллических фаз достижение значительных (около 100 МПа) эффектов дисперсного упрочнения оказывается возможным лишь в ультрадисперсных гетерофазных состояниях – при размерах частиц несколько (не более 10) нанометров.

Как видно, высокая эффективность дисперсного упрочнения наноразмерными частицами неметаллических фаз определяется дислокационным механизмом такого упрочнения – высокими напряжениями огибания этих частиц дислокациями. Чрезвычайно актуальной является в связи с этим задача выявления эффективности такого упрочнения в условиях однородной (растяжения – сжатия) деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений – сугубо не дислокационной моды деформации. Для ее решения в настоящей работе проведено исследование влияния наноразмерных частиц ZrC на температурную зависимость величины прироста предела текучести ($\Delta\sigma_{0,1}$) в процессе наноструктурирования гетерофазной структуры сплава V-Cr-W-ZrC в температурных интервалах с различной склонностью к деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений.

С этой целью проведено сравнительное исследование температурной зависимости предела текучести сплава V-Cr-W-ZrC после термомеханической обработки по стандартному режиму ТМО-I и наноструктурирования его гетерофазной структуры в процессе обработки по режиму ТМО-II.

Кривые температурной зависимости $\sigma_{0,1}$ в интервале температур от -190 °С до +800 °С показаны на рис. 8. Определенные при этом характеристики кратковременной прочности и пластичности представлены в табл. 3. Как видно из этих результатов, максимальный эффект дисперсного упрочнения ($\Delta\sigma_{0,1} \approx 117$ МПа, табл. 3) наблюдается при температуре +50 °С. Как повышение, так и снижение температуры деформации приводит к его существенному уменьшению. При повышении температуры это связывается [16, 17] с термически активируемыми процессами преодоления частиц скользящими дислокациями. В интервале низких (<+50 °С) температур такое

уменьшение столь интенсивно, что при $T \leq -100$ °С эффект дисперсного упрочнения отсутствует, так что кривые температурной зависимости $\sigma_{0,1}$ после обработок по режимам ТМО-I и ТМО-II при температурах от -100 °С до -190 °С сливаются.

Таблица 3

Характеристики кратковременной прочности и пластичности сплава V-Cr-W-ZrC после ТМО-I и ТМО-II

Температура испытаний, °С	-190	-100	-50	+50	700	800
$\sigma_{0,1}$ после ТМО-I, МПа	760±26	545±5	422±6	332±10	166±5	150±3
$\sigma_{0,1}$ после ТМО-II, МПа	753±2	548±17	488±3	449±11	230±7	220±7
$\Delta\sigma_{0,1}$, МПа	-7	3	66	117	64	70
δ после ТМО-I, %	11 ± 1	16 ± 2	21 ± 1	21 ± 3	27 ± 3	39 ± 4
δ после ТМО-II, %	15 ± 1	19 ± 1	17 ± 1	18 ± 3	28 ± 2	16 ± 3

$\sigma_{0,1}$ – величина предела текучести;
 δ – относительное удлинение до разрушения;
 $\Delta\sigma_{0,1}$ – увеличение предела текучести после обработки по режиму ТМО-II.

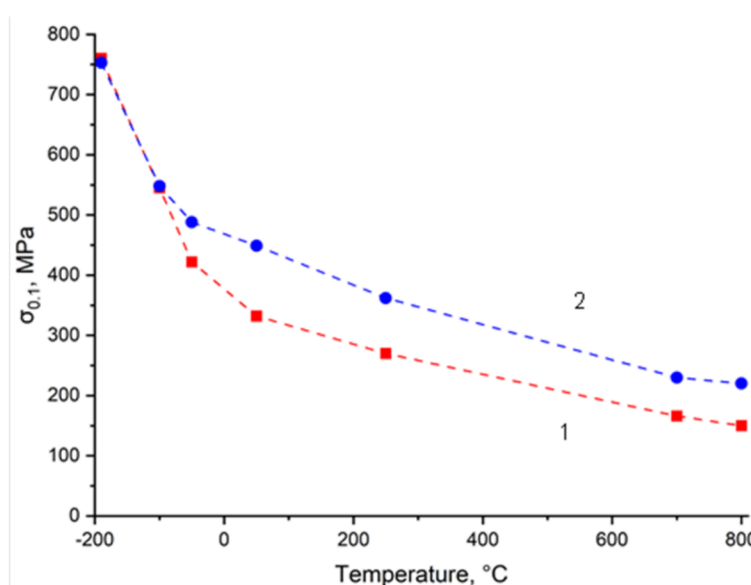


Рис. 8. Температурная зависимость средних значений предела текучести сплава V-Cr-W-ZrC после ТМО по традиционному (ТМО-I) режиму (кривая 1) и наноструктурирования гетерофазной структуры после ТМО-II (кривая 2). Разбросы экспериментальных значений $\sigma_{0,1}$ приведены в табл. 3.

Эти результаты позволяют связать особенности дисперсного упрочнения и температурной зависимости предела текучести в этом интервале температур с появлением новой (не дислокационной) моды деформации Бейновского типа, для носителей которой наноразмерные частицы ZrC не являются, в отличие от дислокаций, сколько-нибудь эффективными препятствиями. При этом в интервале температур от +50 °С до -100 °С, в котором величина дисперсного упрочнения ($\Delta\sigma_{0,1}$) постепенно уменьшается от ≈ 117 МПа до ≈ 0 , в пластической деформации могут принимать участие одновременно два механизма: 1 – традиционный дислокационный, определяющий величину такого упрочнения, и 2 – однородная деформация ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, снижающая, а при $T \leq -100$ °С исключая вклад дислокационной моды деформации.

В работе [3] уже отмечалась возможность снижения в условиях деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений эффективности дефектов деформационного типа (дислокаций, границ разориентации и др.) как барьеров для такой деформации с соответствующим уменьшением величины деформационного упрочнения. Приведенные выше результаты свидетельствуют о том, что последнее относится и к проблемам дисперсного упрочнения. В сплаве V-Cr-W-ZrC при $T \leq -100$ °С для наноразмерных частиц ZrC такие барьеры отсутствуют.

Как видно из рис. 8 и табл. 3, ОЦК→ГПУ→ОЦК превращения играют важную роль при формировании микроструктуры и механических свойств ванадиевых сплавов не только при больших пластических деформациях или относительно интенсивных механических нагрузках, но и на начальных этапах деформации, начиная с предела текучести в условиях активной деформации растяжением.

Указанные выше особенности дисперсного упрочнения в условиях однородной деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений обеспечивают возможность значительных эффектов дисперсного упрочнения в области повышенных температур при отсутствии таковых при температурах ниже комнатной. Это открывает новые перспективы создания дисперсно-упрочненных ванадиевых сплавов с высокими значениями характеристик высокотемпературной прочности при сохранении высокого запаса низкотемпературной пластичности.

5. Обсуждение результатов

Как уже отмечалось в разделе 3.1, необходимым условием однородной деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений превращения типа деформации Бейна является наличие носителей такой деформации достаточно малого (исключающего образование трещин и разрушение) размера. Обнаруженная в настоящей работе активизация таких превращений на наномасштабном уровне деформации (рис. 3-6) свидетельствует о том, что такими носителями могут быть нано-объемы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений размерами несколько нанометров. Подчеркнем в связи с этим, что нано-объемы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, представленные на

рис. 3-6, отражают структуру таких носителей после их релаксации как в процессе, так и после прекращения пластической деформации. В динамических условиях их образования и эволюции это сложные неравновесные структуры в полях локальных внутренних (в зонах превращений) напряжений.

В качестве наиболее важных среди этих особенностей и механизмов деформации выделим следующие.

1. Единственной модой деформации в зонах ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений является однородная деформация превращения – деформация сжатия – растяжения типа деформации Бейна. Следовательно, при анализе закономерностей такой деформации, в отличие от традиционных подходов теории дислокационной пластичности или мартенситных превращений сдвигового типа, необходимо рассматривать диагональные компоненты тензора напряжений в этих зонах. При этом важным условием ее (деформации) реализации является наличие напряжений сжатия в направлениях типа $\langle 100 \rangle$.

2. ОЦК→ГПУ→ОЦК превращения (как прямые, так и обратные) осуществляются в условиях фазовой нестабильности кристалла в полях высоких локальных напряжений с дополнительным термодинамическим выигрышем и локальным снижением энергии в области превращений. Это приводит к интенсивному разупрочнению материала и высоким скоростям деформации и релаксации деформирующих и локальных внутренних напряжений и высокодефектных субструктур деформации.

3. Дефекты микроструктуры типа дислокаций, границ разориентации или частиц вторичных фаз, как для однородной деформации превращения, так и для квазивязкого массопереноса, являются менее эффективными, нежели для дислокаций, препятствиями, и существенно снижают эффективность деформационного и дисперсного упрочнения в условиях реализации этих мод деформации.

Низкая чувствительность деформации (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений к дефектам микроструктуры и высокая эффективность релаксации высокодефектных субструктур деформации в условиях фазовой динамической нестабильности кристалла определяют возможности сверхвысокой технологической пластичности исследуемого здесь сплава и существенного снижения температуры его хрупко-вязкого перехода.

Переориентация кристаллической решетки в представленных на рис. 3-5 зонах не является проявлением ротационной моды деформации в ее традиционном [18-20] понимании. Последнее связано, в частности, с тем, что в этих зонах в условиях однородной деформации превращения как единственной моды деформации антисимметричная часть тензора дисторсии (необходимый источник ротационной моды деформации) отсутствует. Переориентация кристаллической решетки в зонах ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений осуществляется при этом механизмами своеобразной «перекристаллизации» материала в процессе ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений с изменением систем обратных превращений или участием процессов интенсивного квазивязкого массопереноса. В соответствии с [18] в случае сдвиговых мод

деформации ориентационная неустойчивость кристаллической решетки с образованием дисклинаций как носителей ротационных мод деформации является реакцией на моментные напряжения в условиях стесненности сдвиговой моды деформации.

В заключение подчеркнем, что в основе активизации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений как механизмов пластической деформации лежит явление фазовой нестабильности ОЦК решетки в полях высоких локальных напряжений. Указанные выше превращения являются при этом результатом и свидетельством изменения в поле напряжений диаграммы состояния материала.

Выводы

Исследование фрактографических особенностей поверхности разрушения сплава V–Cr–W–ZrC после испытаний на ударную вязкость показало, что разрушение этого сплава осуществляется в 2 этапа:

- формирование зон пластического роста трещин, распространяющихся под углами около 45 градусов к поверхности образцов, то есть в направлениях максимальных сдвиговых напряжений;
- квазихрупкое транскристаллитное разрушение, площадь которого с понижением температуры увеличивается.

Величина ударной вязкости определяется при этом работой раскрытия трещины на этапе ее пластического роста.

Электронно-микроскопическое исследование дефектной субструктуры в окрестности поверхностей разрушения и после прокатки сплава при комнатной температуре показало, что важными механизмами деформации являются механизмы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений с участием квазивязкого массопереноса в полях высоких локальных градиентов давления. При анализе этих механизмов необходимо учитывать возможности реализации следующих вариантов:

- – ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений с изменением систем обратных превращений;
- – ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений с участием квазивязкого массопереноса.

Реализация первого из этих вариантов приводит к формированию нанофрагментов или мезополос переориентации с большеугловыми (десятки градусов) границами; второго – к нано-кристаллическим структурам с малоугловыми дискретными разориентировками и высокой упругой кривизной кристаллической решетки.

Важной особенностью ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, определяющей возможности реализации этой моды деформации на разных структурных уровнях, является ее активизация на наномасштабном уровне деформации. Носителями такой деформации являются нано-объемы ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений размерами несколько нанометров.

Показано, что однородная деформация ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений может играть важную роль при формировании микроструктуры и механических свойств ванадиевых сплавов не только в условиях больших пластических деформаций или относительно интенсивных механических нагрузок, но и на начальных этапах деформации, начиная с предела текучести в процессе активной деформации растяжением.

Отсутствие для однородной деформации (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений сколько-нибудь эффективных препятствий, приводящее к снижению величины деформационного и дисперсного упрочнения, совместно с высокой эффективностью релаксации высокодефектных субструктур деформации в условиях фазовой динамической нестабильности кристалла определяют возможности сверхвысокой технологической пластичности сплавов на основе V и значительного снижения температур их хладноломкости.

В дисперсно-упрочненном ванадиевом сплаве V-Cr-W-ZrC снижение эффективности дисперсного упрочнения в интервале низкотемпературной фазовой нестабильности обеспечивает возможность значительных эффектов дисперсного упрочнения в области повышенных температур при полном отсутствии таковых при температурах ниже комнатной. Это свидетельствует о хороших перспективах создания дисперсно-упрочненных ванадиевых сплавов с высокими значениями характеристик высокотемпературной прочности при сохранении высокого запаса низкотемпературной пластичности.

В основе активизации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений как механизмов пластической деформации лежит явление фазовой нестабильности ОЦК решетки в полях высоких локальных напряжений. Указанные выше превращения являются при этом результатом и свидетельством изменения в поле напряжений диаграммы состояния материала.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 24-29-00420.

Список литературы

1. А.Н. Тюменцев, А.Д. Кортаев, И.А. Дитенберг, Ю.П. Пинжсин, В.М. Чернов. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. Наука: Изд-во СО РАН, Новосибирск. (2018). 256 с.
2. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, А.С. Цверова, В.М. Чернов, М.М. Потапенко, В.А. Дробышев. Закономерности формирования микроструктуры в условиях сверхвысокой технологической пластичности сплава V-4Ti-4Cr // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Термоядерный синтез. – 2018. – Т. 41. – Вып. 4. – С. 48-64.
3. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, И.В. Смирнов, Ю.П. Пинжсин, К.В. Гриняев, В.М. Чернов, М.М. Потапенко, К.А. Мороз, Н.А. Дегтярев. Особенности низкотемпературной пластичности, механизмы пластической деформации и разрушения сплава V-Cr-W-ZrC в

- процессе испытаний на ударную вязкость // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Термоядерный синтез. – 2023. – Т. 46. – Вып. 3. – С. 92-103.
4. А.Н. Тюменцев, Н.С. Сурикова, И.Ю. Литовченко, Ю.П. Пинжсин, А.Д. Коротаев, О.В. Лысенко. Новый механизм пластического течения в полосах локализации и двойниках деформации В2-фазы никелида титана путем неравновесных мартенситных превращений в полях напряжений // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 95. – №1. – С. 97-106.
5. A.N. Tyumentsev, N.S. Surikova, I.Yu. Litovchenko, Yu.P. Pinzhin, A.D. Korotaev, O.V. Lysenko. Mechanism of deformation and crystal lattice reorientation in strain localization bands and deformation twins of the B2 phase of titanium nickelide. // Acta mater. – 2004. – Vol.52. – №7. – P. 2067-2074.
6. Н.С. Сурикова, А.Н. Тюменцев, О.В. Лысенко. Асимметрия предела текучести в [001] монокристаллах никелида титана // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 104. – №5. – С. 525-533.
7. И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, Я.В. Шуба. Микроструктура сплава Mo-47%Re-0,4%Zr после прокатки при комнатной температуре. II. Особенности механического двойникования и формирования большеугловых границ микрополос // Изв. ВУЗов. Физика. – 2010. – №8. – С. 38-46.
8. A.N. Tyumentsev. On extreme minimal grain sizes and mechanism of B2→B19'→B2 transformation under nanocrystalline structures formation in titanium nickelide // Rus. Phys. J. – 2021. – Т. 64, – №7. – С. 1381-1382.
9. Ф.А. Кассан-Оглы, В.Е. Найш, И.В. Сагарадзе. Диффузное рассеяние в металлах с ОЦК решеткой и кристаллогеометрия мартенситных фазовых переходов ОЦК-ГЦК и ОЦК-ГПУ // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 65. – №3. – С. 481-492.
10. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, К.В. Гриняев, И.В. Смирнов, Ю.П. Пинжсин, В.М. Чернов, М.М. Потапенко, В.А. Дробышев, М.В. Кравцова. Влияние режимов термомеханических обработок на микроструктуру и механические свойства сплавов системы V-Me (Cr, W)-Zr-C // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2014. – Т. 37, №1. – С. 18-26.
11. А.Н. Тюменцев, Н.С. Сурикова, О.В. Лысенко, И.Ю. Литовченко. Закономерности и механизмы механического двойникования в сплавах на основе никелида титана // Физическая мезомеханика. – 2007. – Т. 10. – №3. – С. 53-66.
12. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг. Нанодиполи частичных дисклинаций как носители квазивязкой моды деформации и формирования нанокристаллических структур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – №3. – С. 55-68.
13. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, И.И. Суханов. Недислокационные механизмы локализации деформации в нанокристаллах никеля в процессе деформации кручением на наковальнях Бриджмена // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2019. – Т. 62. – №8. – С. 5-13.
14. И.В. Смирнов, И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, Ю.П. Пинжсин, К.В. Гриняев, Д.А. Осипов, В.М. Чернов, М.М. Потапенко. Термическая стабильность наноразмерных частиц неметаллических фаз в малоактивируемых ванадиевых сплавов с дисперсным упрочнением // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2022. – Т. 45. – Вып. 3. – С. 50-57.
15. А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг, К.В. Гриняев, И.В. Смирнов, Ю.П. Пинжсин, А.Д. Коротаев, В.М. Чернов, М.М. Потапенко, М.В. Кравцова, К.А. Мороз, Н.А. Дегтярев. Микроструктура и

механические свойства малоактивируемых ванадиевых сплавов V-4Ti-4Cr-(C,O,N) в зависимости от условий их технологической и термомеханической обработки // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2022. – Т. 45. – Вып. 2. – С. 72-87.

16. Д.У. Мартин. Микромеханизмы дисперсного твердения сплавов. Металлургия, М. (1983). 168 с.

17. А.Д. Коротяев, А.Н. Тюменцев, В.Ф. Суховаров. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. Наука, Новосибирск. (1989). 210 с.

18. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, М. (1986). 224 с.

19. В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. Металлургия, М. (1984) 280 с.

20. В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах. Наука, Л. (1986). 224 с.