

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА VT1-0*

Е.В. Легостаева¹, А.Ю. Ерошенко¹, И.А. Глухов¹, Ю.П. Шаркеев¹,
О.А. Белявская¹, А.Ю. Жиликов², В.П. Кузнецов²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург, Россия

Изучена эволюция микроструктуры на различных стадиях пластической деформации при квазистатическом растяжении образцов титана VT1-0 в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях, а также их температуропроводность и теплоемкость. Получены новые экспериментальные данные, свидетельствующие о существенном влиянии УМЗ-структуры на развитие процессов пластической деформации и разрушения и на теплофизические характеристики титана VT1-0.

Ключевые слова: титан VT1-0, ультрамелкозернистая микроструктура, кривые деформации, разрушение, коэффициент деформационного упрочнения, температуропроводность, теплоемкость.

Введение

На протяжении последних десятилетий значительные усилия исследователей в различных странах были направлены на изучение микроструктуры и свойств наноструктурных (НС) и ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов [1]. Было показано, что существенное отличие физико-механических свойств УМЗ- и НС-материалов от обычных крупнокристаллических (КК) материалов связано с особенностями их микроструктуры, в первую очередь, с большой объемной долей неравновесных границ зерен, высокой концентрацией точечных и линейных дефектов на границах и вблизи границ зерен, а также с высокой плотностью дислокаций. Большое количество работ выполнено по исследованию микроструктуры и физико-механических свойств материалов медицинского назначения, прежде всего, «чистого» титана VT1-0 в УМЗ-состоянии, полученных методом интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Было установлено, что перевод указанных сплавов в УМЗ-состояние методом ИПД позволяет значительно повысить их физико-механические свойства до уровня среднелегированных титановых сплавов.

Для успешного практического использования УМЗ-материалов необходимо понимание процессов пластической деформации и разрушения, происходящих при различных видах нагружения. Особую роль здесь играет явление локализации деформации, поскольку оно определяет процессы деградации и разрушения реальных изделий во время эксплуатации [2, 3]. Процессы локализации пластической деформации титана VT1-0 в КК- и УМЗ-состояниях были изучены ранее [1–5]. Тем не менее, несмотря на большое количество публикаций в этой области, интенсивные исследования все еще продолжаются [6, 7].

В последнее время метод инфракрасной (ИК) термографии активно используют для исследования процессов теплообразования при деформировании, что позволяет получить информацию о закономерностях накопления и диссипации энергии и стадийности при пластической деформации [8].

Ранее в работе [9] нами была изучена стадийность деформационных кривых при квазистатическом растяжении образцов титана VT1-0 и сплава Zr–1Nb в КК- и УМЗ-состояниях с использованием температурных кривых, полученных методом ИК-термографии. Полученные экспериментальные результаты продемонстрировали существенное влияние УМЗ-состояния в исследуемых сплавах на развитие процессов пластической деформации на различных стадиях и разрушения. Очевидно, что сформированная при ИПД УМЗ-структура оказывает влияние на эволюцию микроструктуры титана на различных стадиях пластической деформации, которая в настоящее время изучена недостаточно, и требует детального анализа.

* Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0004.

Кроме того, УМЗ-структура оказывает влияние не только на деформационные характеристики материалов, но и на их теплофизические свойства, а именно, температуропроводность, теплопроводность и теплоемкость. Однако данным вопросам в современной литературе уделялось мало внимания.

Цель настоящей работы – изучение влияния УМЗ-состояния на эволюцию микроструктуры на различных стадиях пластической деформации при квазистатическом растяжении титана ВТ1-0 и его тепловые свойства.

Методика эксперимента

УМЗ-состояние в титане ВТ1-0 было сформировано комбинированным методом ИПД, который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [10]. Для формирования КК-состояния в титане ВТ1-0 был применен рекристаллизационный отжиг образцов в УМЗ-состоянии.

Микроструктура образцов указанного материала была исследована ранее в работах [10]. УМЗ-структура в титане ВТ1-0 представлена субзернами α -Ti (ГПУ-решетка). Средний размер элементов структуры в исследуемых УМЗ-сплавах составил 0.2 мкм. Микроструктура титана ВТ-0 в КК-состоянии состоит из зерен α -Ti, средний размер которых составил 15 мкм.

Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с постоянной скоростью деформации 0.01 с^{-1} выполняли на испытательной машине Instron VHS 40/50-20. Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M была использована для измерения температурного поля на поверхности образцов, их размеров и формы (образование шейки) в процессе деформирования, что позволило получить истинные деформационные кривые $\sigma_{\text{true}}(\epsilon_{\text{true}})$, оценить коэффициент деформационного упрочнения $\theta(\epsilon_{\text{true}}) = d\sigma_{\text{true}}/d\epsilon_{\text{true}}$ и выделить стадии пластической деформации. Методика расчета перечисленных параметров подробно описана в [9].

Микроструктуру образцов после деформирования исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, микроскоп JEOL JEM 2100, «JEOL», Япония).

Измерение температуропроводности сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях было проведено методом лазерной «вспышки» (метод Паркера [11]) на приборе LFA 457 MicroFlash («NETZSCH», Германия) при комнатной температуре. Фронтальную поверхность образцов облучали лазерным импульсом, температуру тыльной поверхности образцов измеряли с помощью быстросрабатывающего ИК-термометра.

Значения теплоемкости сплавов были рассчитаны на основе экспериментальных данных, полученных в результате дифференциального термического анализа (ДТА) исследуемых сплавов и эталонного материала с известной теплоемкостью (сапфира). ДТА проводился на приборе Netzsch STA 449 C Jupiter. Удельная теплоемкость определялась по следующей формуле [12]:

$$C_{p \text{ обр}} = C_{p \text{ эт}} \times \frac{m_{\text{эт}}}{m_{\text{обр}}} \times \frac{(\text{ДТА}_{\text{обр}} - \text{ДТА}_{\text{сист}})}{(\text{ДТА}_{\text{эт}} - \text{ДТА}_{\text{сист}})}, \quad (1)$$

где $C_{p \text{ обр}}$ – удельная теплоемкость исследуемого образца; $C_{p \text{ эт}}$ – удельная теплоемкость эталонного образца; $m_{\text{эт}}$ – масса эталонного образца; $m_{\text{обр}}$ – масса исследуемого образца; $\text{ДТА}_{\text{обр}}$ – сигнал дифференциальной термопары (ДТ), зарегистрированный при нагреве образца; $\text{ДТА}_{\text{сист}}$ – сигнал ДТ, зарегистрированный при нагреве пустой системы; $\text{ДТА}_{\text{эт}}$ – сигнал ДТ, зарегистрированный при нагреве эталонного образца.

Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 приведены истинные деформационные $\sigma_{\text{true}}(\epsilon_{\text{true}})$ и соответствующие зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\epsilon_{\text{true}})$ для образцов сплава ВТ1-0 в КК- (а) и УМЗ-состояниях (б).

Деформационные кривые для образцов сплава ВТ1-0 как для КК-состояния, так и для УМЗ-состояния имеют общие закономерности. Прежде всего, на кривых $\sigma_{\text{true}} = f(\epsilon_{\text{true}})$ и $\theta = f(\epsilon_{\text{true}})$ для титана в КК-состоянии можно выделить несколько стадий деформации: переходную стадию (П), стадию III, стадию IV, стадию V, согласно классификации, используемой в [13].

Несмотря на то, что на стадии П наблюдается уменьшение θ , она не является параболической. Основным механизмом пластической деформации титана ВТ1-0, как и всех технических КК-

сплавов с ГПУ-решеткой, для данной стадии (до $\varepsilon_{\text{true}} \approx 0.002$) является дислокационное скольжение по сопряженным плоскостям [13].

Стадия II с постоянным θ в данном случае подавляется и за ней сразу следует стадия III до $\varepsilon_{\text{true}} \approx 0.08$, на который θ уменьшается, а зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ носит параболический характер. Параболическая стадия III связана, по-видимому, с поперечным скольжением в базисные плоскости титана, что согласуется с данными других авторов [14].

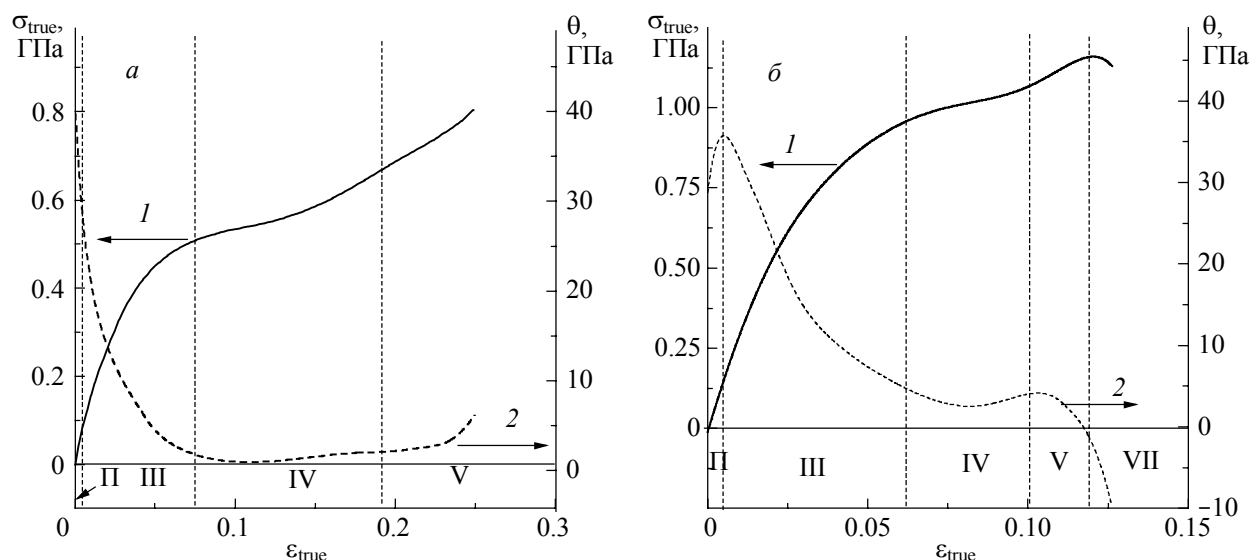


Рис. 1. Истинные деформационные кривые $\sigma_{\text{true}}(\varepsilon_{\text{true}})$ (1) и соответствующие зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon_{\text{true}})$ (2) для образцов сплава титана BT1-0 в КК- (а) и УМЗ-состояниях (б)

На рис. 2 приведена микроструктура КК-титана BT1-0 на параболической стадии пластической деформации (стадия III, рис. 1, а) при квазистатическом растяжении. На ПЭМ-изображениях наблюдаются дислокационные скопления, которые представлены сеткой дислокаций (рис. 2, а, б). Такую дислокационную структуру можно характеризовать как неориентированную структуру сетчатого типа. Одновременно с сетчатым строением в микроструктуре присутствует полосовая структура, которая состоит из совокупности квазипараллельных границ разной протяженности, образующих преимущественно вблизи границ зерен и в дальнейшем распространяющихся в глубь зерна (рис. 2, в, г). Такие полосы имеют размеры в поперечном сечении 0.2–0.5 мкм и протяженность до 1 мкм и больше.

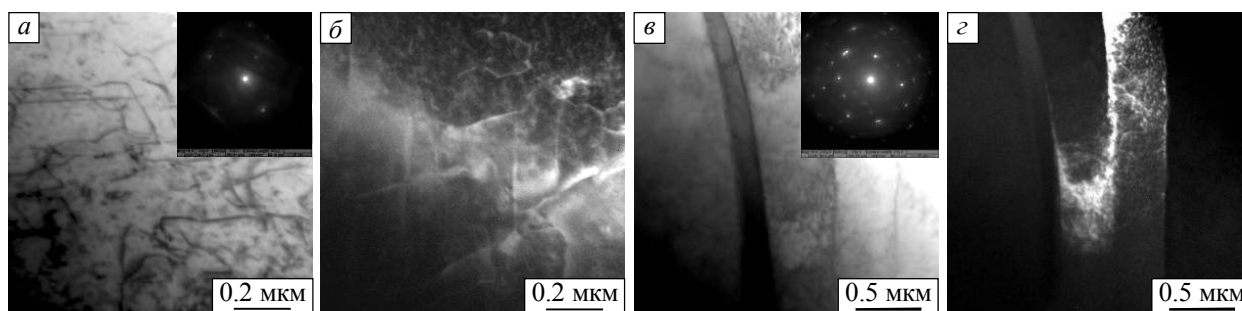


Рис. 2. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (а, в) и темнопольные (б, г) изображения микроструктуры образцов КК-титана при деформации на стадии III: дислокационная сетка (а, б) и полосовая структура (в, г)

Особенностью микроструктуры на данной стадии пластической деформации титана в КК-состоянии является выраженная неоднородность дефектной структуры, которая формируется в результате несовместности деформации соседних зерен с различными упругими свойствами [13, 14].

Следующая стадия IV ($0.08 < \varepsilon_{\text{true}} < 0.18$) является линейной, для нее характерен очень низкий коэффициент θ , близкий к нулю. Для участка соответствующей линейной стадии пластической

деформации (стадия IV, рис. 1, *а*) характерна полосовая структура (рис. 3, *а, б*). Формирование полос локализованной деформации, определяется высоким уровнем деформирующих напряжений и их эффективной релаксации в результате локальной переориентации решетки около границ зерен [15]. В процессе дальнейшей деформации внутренний объем полосы разбивается на микроучастки с нанометровыми размерами, формируя сетчато-ячеистую субструктуру (рис. 3, *в*). Как правило, в таких объемах кристаллическая решетка разориентирована относительно матрицы и отделена от нее границами разориентации [13]. Внутри полос наблюдаются изотропные фрагменты, которые преимущественно формируются из субграниц.

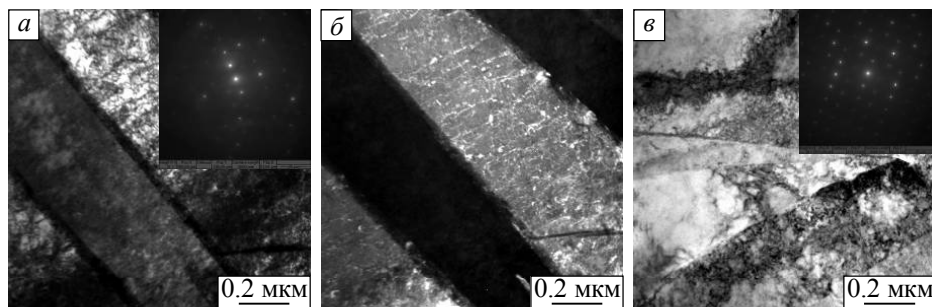


Рис. 3. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (*а, в*) и темнопольное (*б*) изображения микроструктуры образцов КК-титана при деформации на стадии IV: полосовая структура (*а, б*), полосы локализованной деформации и сетчато-ячеистая субструктура (*в*)

Наконец, переход к стадии V ($0.18 < \epsilon_{\text{true}} < 0.25$) сопровождается перегибом на кривой $\sigma_{\text{true}}(\epsilon_{\text{true}})$ и небольшим возрастанием θ . На данной стадии происходят существенные структурные изменения, приводящие к фрагментации материала. На стадии V с повышающимся коэффициентом деформационного упрочнения полосовая субструктура сохраняется (рис. 4, *а, б*). На ПЭМ-изображениях наблюдается высокая плотность изгибных контуров различной формы, присутствует большое количество отдельных не сформировавшихся или не полностью разрушившихся оборванных границ (рис. 4, *в, з*). Между субграницами полосовой субструктуры наблюдается высокая плотность дислокаций, образующих сетчатую и ячеисто-сетчатую структуру с многомерными

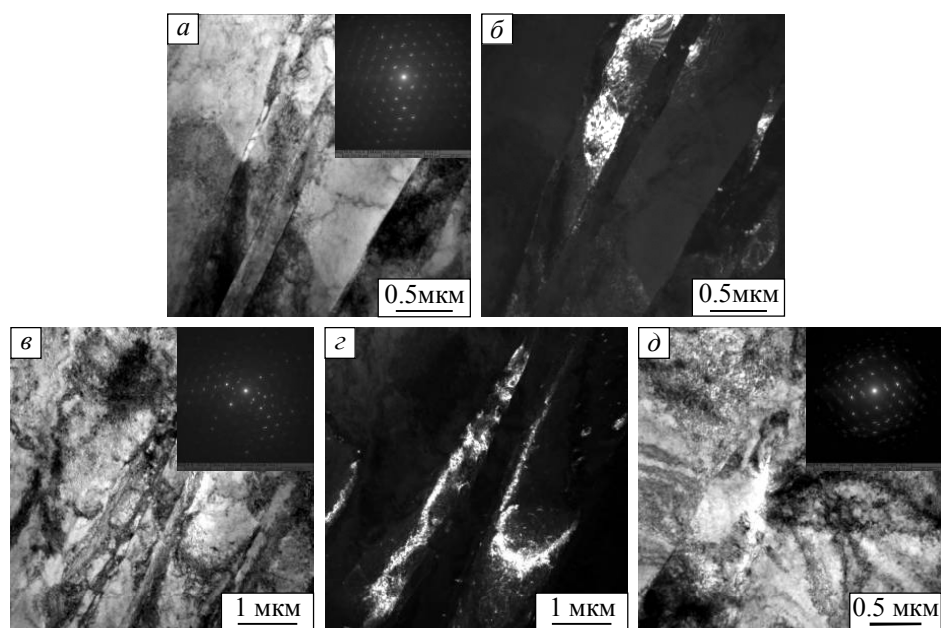


Рис. 4. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (*а, в, д*) и темнопольные (*б, з*) изображения микроструктуры образцов КК-титана при деформации на стадии V: полосовая структура (*а, б*), ячеисто-сетчатая структура с многомерными дискретными и непрерывными разориентировками (*в–д*)

дискретными и непрерывными разориентировками (рис. 4, д). Образование фрагментированной субструктуры является результатом накопления дислокационного заряда в полосовой дислокационной субструктуре в условиях высокой плотности дислокаций и сильной неоднородности скольжения [13].

Несколько иная картина наблюдается при пластической деформации титана с УМЗ-структурой. Принципиально новым является выделение новой стадии на деформационной кривой перед разрушением образца. Кроме того, изменяется продолжительность стадий на деформационной кривой. На кривых $\sigma_{\text{true}} = f(\epsilon_{\text{true}})$ и $\theta = f(\epsilon_{\text{true}})$ для титана в УМЗ-состоянии можно выделить следующие стадии деформации (рис. 1, б): переходную стадию (II) с возрастающим θ , параболическую стадию III с уменьшающимся θ , линейную стадию IV с почти постоянным θ , параболическую стадию V с уменьшающимся θ и стадию VII с отрицательным θ . Стадии II и VI линейного упрочнения подавляются.

Ранее в работе [9] было показано, что важной отличительной особенностью деформационного поведения титана с УМЗ-структурой является постоянство температуры на стадии III ($0.002 < \epsilon_{\text{true}} < 0.06$), что свидетельствует о способности сплава более эффективно задействовать структурный канал поглощения энергии при деформировании по сравнению с КК-состоянием. На параболической стадии пластической деформации (стадия III) характер УМЗ-структуры, сформированный в результате ИПД, сохраняется (рис. 5). Основными структурными элементами являются зерна, субзерна, фрагменты. В структуре наблюдается большое количество изгибных экстинкционных контуров разнообразной формы, что свидетельствует о сложной картине полей деформаций и напряжений, особенно около границ субзерен (рис. 5, а, б). Микродифракционная картина содержит большое количество рефлексов, расположенных вдоль окружностей, что свидетельствует о преимущественно большеугловых разориентировках границ (рис. 5, а, вставка).

При переходе на стадию IV ($\epsilon_{\text{true}} \approx 0.06$) коэффициент деформационного упрочнения θ имеет практически постоянное значение. При достижении деформации на линейной стадии (IV стадия, рис. 1, б) УМЗ-структура характеризуется высокой плотностью дислокаций и их ансамблей. В структуре также присутствует большое число экстинкционных контуров различной толщины и формы (рис. 6, а), которые исходят из тройных стыков. Это свидетельствует о том, что источником внутренних напряжений являются тройные стыки, а именно сконцентрированные в них стыковые дисклинации. В локальных местах начинают формироваться области, содержащие утолщенные субграницы, которые формируют области с разориентированной ячеистой микроструктурой размерами 0.3–0.6 мкм (рис. 6, б, в).

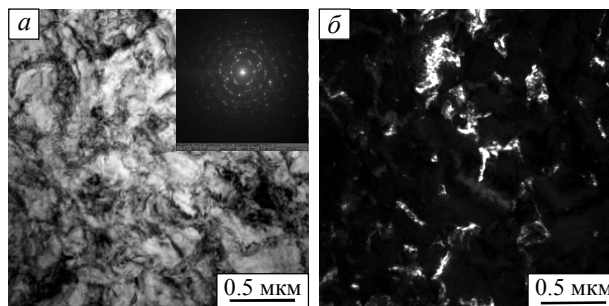


Рис. 5. Светлопольное с соответствующей микродифракцией (а) и темнопольное (б) изображения образцов УМЗ-титана BT1-0 в состоянии при деформации на параболической стадии III: фрагментированная микроструктура

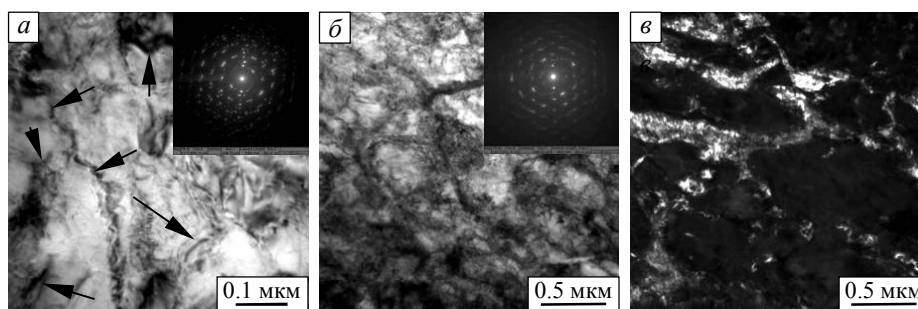


Рис. 6. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (а, в) и темнопольное (б) изображения микроструктуры образцов УМЗ-титана в состоянии при деформации на линейной стадии IV: области с разориентированной ячеистой микроструктурой. Стрелками показаны контуры экстинкции

На участках кривой $\sigma = f(\varepsilon_{\text{true}})$, характерных для стадии V ($0.1 < \varepsilon_{\text{true}} < 0.115$), наблюдается падение θ , что сопровождается резким повышением значений деформации. Протяженность стадий V для образцов титана ВТ1-0 в УМЗ-состоянии уменьшается примерно в 2 раза по сравнению с КК-состоянием. На стадии V с падающим коэффициентом деформационного упрочнения в структуре преобладают УМЗ-субзерна и фрагменты, большинство из которых вытянуты вдоль оси деформации и имеют неравноосную форму (рис. 7, а, б). Отличительной особенностью эволюции микроструктуры на данной стадии является формирование крупных анизотропных фрагментов (рис. 7, в, г) с размерами в поперечном сечении 0.5–0.6 мкм и длиной 0.8 мкм. Внутри анизотропные фрагменты содержат области с низкой плотностью дислокаций и несовершенными субграницами. В работе [16] образование таких субграниц в ГПУ-металлах рассматривается в рамках дисклинационного подхода, их возникновение связывается с активизацией ротационного механизма пластической деформации, который обеспечивает формирование более крупномасштабной структурной неоднородности.

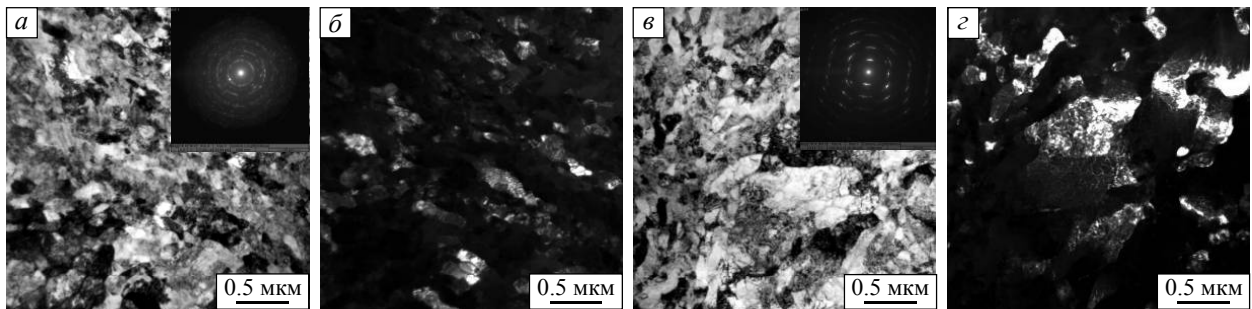


Рис. 7. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (а, в) и темнопольные (б, г) изображения микроструктуры образцов УМЗ-титана при деформации на стадии V с падающим коэффициентом деформационного упрочнения: неравноосные структурные элементы (а, б) и анизотропные фрагменты (в, г)

Далее появляется новая стадия VII ($0.115 < \varepsilon_{\text{true}} < 0.125$) с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения. На стадии VII перед разрушением образца коэффициент θ становится отрицательным и составляет -10 ГПа, что свидетельствует о некотором локальном разупрочнении материала перед его разрушением. К концу стадии VII деформации с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения в микроструктуре преимущественно выявляются полосы. Размер образующихся полос в поперечном сечении составляет 0.3–0.5 мкм, а длина достигает 1 мкм (рис. 8, а, б). Формирование полос осуществляется путем коллективной перестройки дислокаций с образованием границ разориентации, параллельных границе субзерна. Тройные стыки зерен также смогут служить источниками их зарождения как значительные концентраторы напряжений. Образование полос локализации деформации является результатом релаксации внутренних напряжений, возникающих около границ фрагментов и субзерен. Следует отметить, что наряду с полосовой субструктурой, наблюдаются локальные крупные объемные области с многомерными границами разориентации (рис. 8, в). Указанные области представлены субструктурой с дислокационными стенками, сформированными за счет локализации плотности дислокаций. На темнопольных изображениях в указанных областях выявляются анизотропные фрагменты с размерами 0.3–0.5 мкм (рис. 8, г).

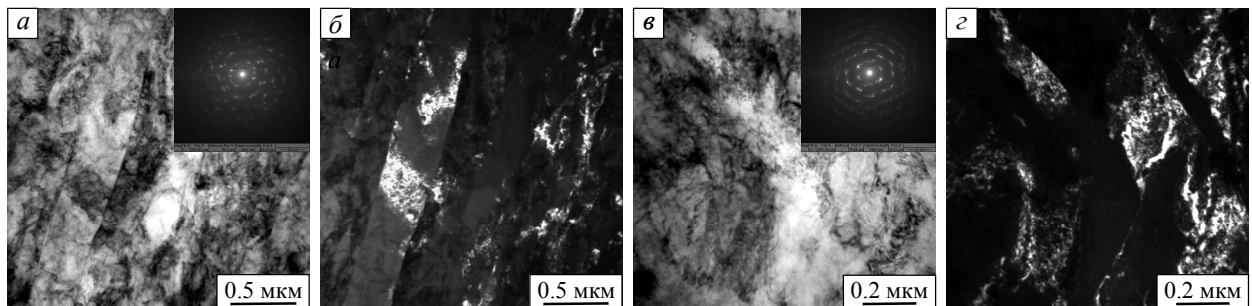


Рис. 8. Светлопольные с соответствующими микродифракциями (а, в) и темнопольные (б, г) изображения микроструктуры образцов УМЗ-титана при деформации на стадии VII с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения: полосовая структура (а, б) и объемные области с многомерными границами разориентации (в, г)

На рис. 9 приведены зависимости температуропроводности $a(T)$ и удельной теплоемкости $C_p(T)$ от температуры для титана ВТ1-0 в КК- (кривые 1) и УМЗ-состояниях (кривые 2). Сопоставление зависимостей позволяет утверждать, что с увеличением температуры образцов в КК-состоянии в процессе их нагрева в диапазоне 25–800 °С температуропроводность падает от 7.8 до 6.1 мм²/с. При переводе титана в УМЗ-состояние температуропроводность снижается примерно на 10% и составляет 7.0 мм²/с при 25 °С. По мере роста температуры нагрева образцов титана степень влияния УМЗ-структуры на зависимость $a(T)$ уменьшается и при 500 °С температуропроводность становится равной 6.2 и 6.0 мм²/с соответственно для КК- и УМЗ-состояний (рис. 9, а).

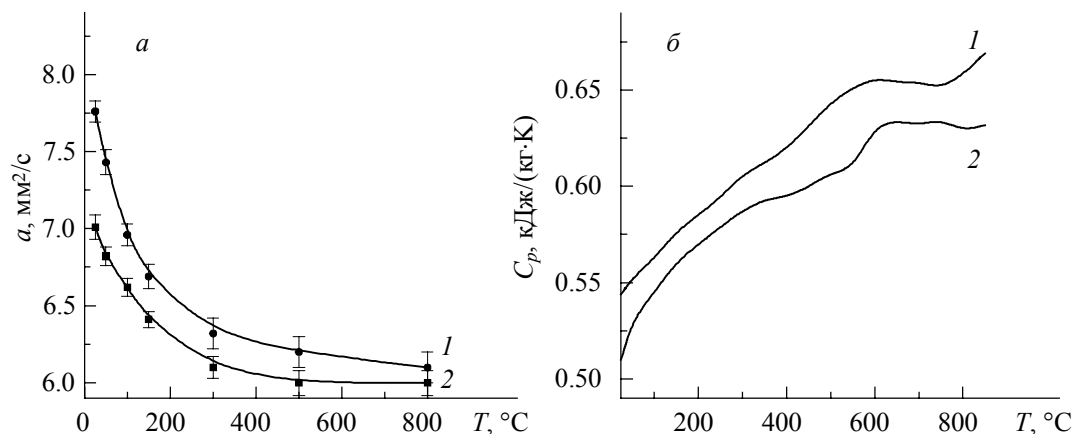


Рис. 9. Зависимости температуропроводности (а) и теплоемкости (б) от температуры для титана ВТ1-0 в КК- (кр. 1) и УМЗ-состояниях (кр. 2)

Подобные закономерности характерны и для удельной теплоемкости титана в КК- и УМЗ-состояниях (рис. 9, б). Сравнение величин теплоемкости исследуемого сплава при 25 °С показало, что при переводе титана из КК- в УМЗ-состояние его удельная теплоемкость снижается примерно на 7% и составляет соответственно 0.55 и 0.51 кДж/(кг·К) для КК- и УМЗ-состояний. С увеличением температуры нагрева образцов в диапазоне 25–800 °С величина удельной теплоемкости для титана растет от 0.55 до 0.67 кДж/(кг·К) и от 0.51 до 0.63 кДж/(кг·К) соответственно для КК- и УМЗ-состояний сплава.

Ранее были изучены теплофизические свойства сплава на основе циркония и ниобия (Zr–1Nb) в КК- и УМЗ-состояниях [17]. Было показано, что температуропроводность и теплоемкость при переводе сплава Zr1–Nb в УМЗ-состояние снижаются на 10–20% по сравнению с КК-состоянием. Подобные данные были получены и другими авторами для чистых металлов – ниобия, титана и циркония и сплава Zr–2.5Nb [18]. По-видимому, снижение теплофизических характеристик в УМЗ-металлах является общей закономерностью, поскольку для УМЗ-структуры характерна высокая объемная доля неравновесных границ зерен, высокая концентрация точечных на границах и вблизи границ зерен, а также высокая плотность дислокаций, что приводит к значительному росту эффекта рассеяния фононов на высокодефектных межзеренных границах.

В свою очередь, изменение теплофизических характеристик УМЗ-металлов влияет на оценку количества теплоты, выделившейся при пластической деформации, а также на закономерности диссипации и накопления энергии при деформировании, что было показано в работах [19] на примере одноосного растяжения сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях. Для титана ВТ1-0 установление подобных закономерностей и анализ влияния на них УМЗ-структуры и теплофизических свойств будет являться предметом дальнейших исследований авторов.

Таким образом, формирование УМЗ-структуры в титане ВТ1-0 оказывает значительное влияние на теплофизические свойства исследуемого сплава, которые, в свою очередь, приводят к изменению теплового и деформационного поведения и эволюции микроструктуры на различных стадиях пластической деформации. Отличительной особенностью структурных превращений на стадии предразрушения титана ВТ1-0 в УМЗ-состоянии является формирование крупных областей с разориентированной ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой, а в КК-состоянии – фрагментация на более мелкие полосовые субструктуры.

Заключение

Показано, что формирование УМЗ-структуры в титане ВТ1-0 методом, сочетающим *abc*-прессование и последующую прокатку, приводит к снижению теплоемкости и температуропроводности на 7–10%, а при деформировании эти структуры оказывают влияние на тепловое и деформационное поведение.

Развитие процесса пластической деформации при одноосном растяжении в КК-титане сопровождается формированием широкого спектра дислокационных субструктур, таких как дислокационные скопления, полосовая и ячеисто-сетчатая структуры, а также фрагментированная субструктура.

Процесс пластической деформации в УМЗ-титане сопровождается преобразованием исходной субзеренной структуры путем формирования полос локализованной деформации и коалесценции субграниц, что приводит к релаксации напряжений и разупрочнению материала. Наряду с полосовой субструктурой формируются локальные крупные объемные области с многомерными границами разориентации, что указывает на локальное разупрочнение материала перед разрушением.

Авторы выражают благодарность профессору В.П. Вавилову (ТПУ) и профессору В.А. Скрипняку (ТГУ) за организацию, участие и обсуждение экспериментов, А.И. Толмачеву (ИФПМ СО РАН) за подготовку образцов сплава в УМЗ-состоянии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. – New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. – 456 p.
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. – Новосибирск: Наука, 2018. – 132 с.
3. Walley S.M. // Metall. Mater. Trans. A. – V. 38A. – P. 2007–2629.
4. Meyers M.A., Pak H.R. // Acta Metall. – 1986. – V. 34. – No. 12. – P. 2493–2499.
5. Chichili D.R., Ramesh K.T., Hemphker K.J. // Acta Metall. – 1998. – V. 46. – No. 3. – P. 1025–1043.
6. Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И. и др. // Физ. мезомех. – 2019. – Т. 22. – № 3. – С. 71–76.
7. Wang H., Ban C., Zhao N., et al. // Mater. Lett. – 2020. – V. 266. – P. 127485–127488.
8. Plekhov O.A., Uvarov S.V., Naimark O.B., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – V. 462. – P. 367–369.
9. Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Вавилов В.П. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 8. – С. 39–46.
10. Sharkeev Yu.P., Legostaeva E.V., Eroshenko A.Yu., et al. // Compos. Interfaces. – 2009. – V. 16. – P. 535–546.
11. Parker W.J., Jenkins R.J., Butler C.P., et al. // J. Appl. Phys. – 1961. – V. 32. – No. 9. – P. 1679–1684.
12. ASTM E1269 (2011) Standard test Method for determining specific heat capacity by differential scanning calorimetry.
13. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А. и др. Основы пластической деформации наноструктурных материалов. – М.: Физматлит, 2016. – 304 с.
14. Poletika T.M., Girsova S.L., Pshenichnikov A.P. // Tech. Phys. Lett. – 2010. – V. 36. – No. 4. – P. 308–311.
15. Панин А.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. и др. // Физ. мезомех. – 2002. – Т. 5. – № 4. – С. 73–84.
16. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
17. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Белявская О.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2020. – Т. 63. – № 11. – С. 28–35.
18. Gorbatov V.I., Polev V.F., Pilugin V.P., et al. // High Temp. – 2013. – V. 51. – P. 482–485.
19. Sharkeev Yu.P., Vavilov V.P., Skrypnyak V.A., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2020. – V. 784. – P. 139203–139221.

Поступила в редакцию 14.05.2021.

Легостаева Елена Викторовна, д.т.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: lego@ispms.tsc.ru;

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: eroshenko@ispms.tsc.ru;

Глухов Иван Александрович, технолог ФНБ ИФПМ СО РАН, e-mail: gia@ispms.tsc.ru;

Шаркеев Юрий Петрович, д.ф.-м.н., зав. лабораторией ИФПМ СО РАН, e-mail: sharkeev@ispms.tsc.ru;

Белявская Ольга Андреевна, гл. специалист ИФПМ СО РАН, e-mail: obel@ispms.tsc.ru;

Жиляков Аркадий Юрьевич, ведущ. инженер УрФУ, e-mail: a.y.zhilyakov@urfu.ru;

Кузнецов Виктор Павлович, д.т.н., профессор УрФУ, e-mail: wpkuzn@mail.ru.