

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 539.4, 539.25

МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ, ДИССИПАЦИИ И НАКОПЛЕНИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И МАГНИЯ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ

© 2024 г. Ю. П. Шаркеев^{a, b}, Е. В. Легостаева^a, А. Ю. Ерошенко^{a, *}, Н. А. Лугинин^{a, b},
А. И. Толмачев^a, П. В. Уваркин^a

^aИнститут физики прочности и материаловедения, пр-т Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

^bНациональный исследовательский Томский политехнический университет, пр-т Ленина, 30, Томск, 634050 Россия

*e-mail: eroshenko@ispms.ru

Поступила в редакцию 28.06.2024 г.

После доработки 24.08.2024 г.

Принята к публикации 30.08.2024 г.

Обобщены результаты исследования микроструктуры, физико-механических характеристик, процессов диссипации и накопления энергии при растяжении в техническом титане и в сплавах Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях. Выявлено, что субструктурное упрочнение в ультрамелкозернистом техническом титане приводит к изменению деформационного и теплового поведения, особенно на начальной стадии деформирования. Установлено, что дисперсионное упрочнение наночастицами ω -фазы для сплава Ti–45Nb и интерметаллидом Mg₂₄Y₅, выделениями β -, β' - и $\beta 1$ -фаз для сплава Mg–2.9Y–1.3Nd снижает влияние ультрамелкозернистой структуры на закономерности накопления и диссипации энергии при растяжении на начальной стадии деформирования.

Ключевые слова: титан BT1-0, сплавы Ti–45Nb и Mg–2.9Y–1.3Nd, ультрамелкозернистая структура, деформация, диссипация и накопление энергии

DOI: 10.31857/S0015323024110086, **EDN:** IMIVIM

ВВЕДЕНИЕ

Прогнозирование долговечности конструкционных материалов и разработка методов ее повышения является важнейшей задачей, которая находит практическое применение в различных областях материаловедения. Особенно это касается разработки новых ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов с улучшенным комплексом функциональных характеристик для медицины и техники.

Перспективным направлением в медицинском материаловедении является разработка биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия с низким модулем упругости. Это сплавы систем Ti–Nb, Zr–Nb, Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Sn, Ti–Nb–Hf, Ti–Nb–Zr–Sn, Ti–Nb–Ta–Sn, Ti–Nb–Ta–Zr, а также магниевые сплавы, содержащие редкоземельные (РЗМ или rare earth, RE) металлы, такие как Y, Nd, Gd, Ce, Dy и др. [1]. Модуль упругости “чистого” титана и

среднепрочных титановых сплавов находится в пределах 100–120 ГПа, что значительно выше модуля упругости костной ткани (10–40 ГПа). Содержание ниобия в сплаве системы Ti–Nb до 40–45 мас. % приводит к стабилизации β -фазы и уменьшению модуля упругости до 55–60 ГПа [2]. Для магниевых сплавов модуль упругости может составлять 40–45 ГПа, что наиболее близко к значениям модуля упругости костной ткани.

Однако в ряде случаев достигаемый уровень прочностных свойств указанных сплавов не всегда отвечает необходимым требованиям, что ограничивает их применение в медицинской практике. Применение различных деформационных обработок, в том числе методами интенсивной пластической деформации (ИПД), такими как экструзия, кручение под давлением, РКУ-прессование, *abc*-ковка и т. д. позволяет значительно повысить прочностные свойства сплавов на основе титана, ниобия и магния. При ИПД в структуре

металлов и сплавов формируется УМЗ-состояние, которое характеризуется большой объемной долей неравновесных границ зерен, высокой концентрацией точечных и линейных дефектов на границах зерен и в теле зерен, в частности высокой плотностью дислокаций [3].

Значительное повышение прочностных свойств при ИПД для УМЗ-металлов и сплавов связано с субструктурным дислокационным упрочнением, зернограницным упрочнением, дисперсионным упрочнением, и в меньшей степени твердорастворным упрочнением. Основным механизмом упрочнения в УМЗ и наноматериалах является субструктурное упрочнение [3]. Зернограницное упрочнение описывает взаимосвязь между размером зерна и прочностными характеристиками в соответствии с соотношением Холла–Петча [4].

Для успешного практического применения УМЗ-материалов необходимо понимание процессов пластической деформации, происходящих при различных видах нагружения, поскольку они определяют процессы деградации и разрушения реальных изделий во время эксплуатации. Известно, что деформирование материалов сопровождается диссипацией механической энергии в тепловую энергию, а также в накапливаемую энергию пластической деформации [5]. Одним из методов исследования процессов теплообразования при деформировании является метод инфракрасной (ИК) термографии [6]. В работе [6] впервые были опубликованы экспериментальные результаты, свидетельствующие о накоплении энергии, связанной с пластической деформацией нержавеющей стали, и изменении температуры при деформировании, зафиксированной инфракрасной камерой. Позднее данный метод был использован многими исследователями для оценки процессов диссипации и накопления энергии при пластической деформации сталей, алюминиевых и титановых сплавов и др., в основном в крупнокристаллическом (КК) состоянии [5–8]. В то же время работ, в которых исследуются процессы деформационного теплообразования в УМЗ-металлах и сплавах с использованием метода ИК-термографии, не так много.

В работе обобщены результаты изучения микроструктуры, физико-механических характеристик, диссипации и накопления энергии при растяжении в титане ВТ1-0 и в сплавах Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе были выполнены сравнительные исследования технического титана (ВТ1-0), сплава Ti–45 мас. % Nb (Ti–45Nb) и магниевово-

го сплава Mg–2.9 мас. % Y–1.3 мас. % Nd (Mg–2.9Y–1.3Nd). УМЗ-состояние в титане ВТ1-0 и в сплаве и Ti–45Nb было сформировано комбинированным методом ИПД, который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках [9]. Для получения оптимальных механических свойств сплав Mg–2.9Y–1.3Nd подвергали деформационной обработке экструзией до суммарной деформации $\epsilon=1.3$ [10]. Для формирования КК-состояния применяли рекристаллизационный отжиг образцов в УМЗ-состоянии.

Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической (микроскоп Carl Zeiss Axio Observer, Германия), просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп JEOL JEM 2100, Акисима, Япония). Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) рассчитывали методом секущей. Микротвердость измеряли по Виккерсу на микротвердомере Duramin 5 (Struers, Дания) при нагрузке 0.98 Н.

Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с постоянной скоростью деформации 0.01 с^{-1} выполняли на испытательной машине (Instron VHS 40/50–20, Великобритания). Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M была использована для измерения температурного поля на поверхности образцов, определения образования шейки в процессе деформирования, что позволило получить температурные $\Delta T(\epsilon_{\text{true}})$ и истинные деформационные $\sigma_{\text{true}}(\epsilon_{\text{true}})$ кривые, а также оценить диссипацию и накопление энергии при растяжении [11].

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены изображения микроструктуры титана ВТ1-0 и сплавов Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях. Микроструктура титана ВТ1-0 в КК-состоянии представлена зернами равноосной формы, в теле зерен наблюдаются хаотически расположенные дислокации (рис. 1а). Идентификация микродифракции выявила наличие ГПУ-решетки, соответствующей титану α -модификации. Средний размер зерна составил $20 \pm 12 \text{ мкм}$.

ИПД приводит к измельчению зерен и формированию зеренно-субзеренной структуры в титане (рис. 1б, 1г). На светлопольном изображении в большом количестве присутствуют контура экстинкции (рис. 1б, показаны стрелками), которые локализованы, в основном, по границам субзерен и фрагментов. На микродифракционной картине наблюдается большое коли-

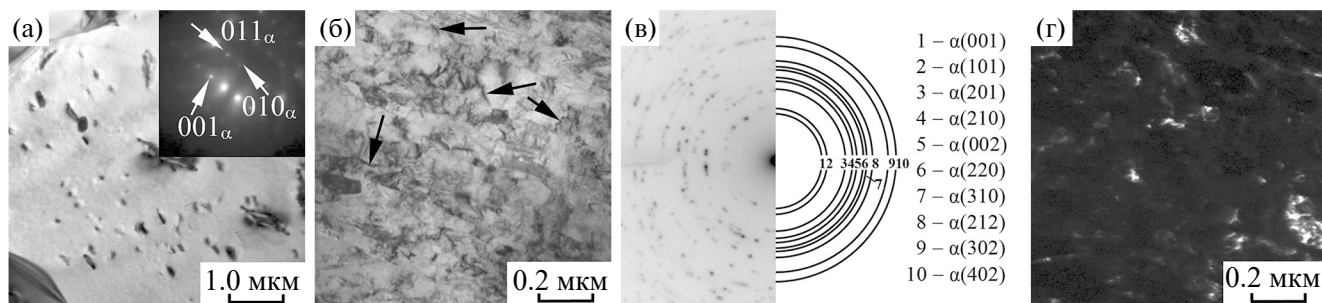


Рис. 1. Электронно-микроскопические светлопольные (а, б) с соответствующими микродифракционными картинами (а, в) и темнопольное (г) изображения структуры титана в КК- (а) и УМЗ- (б, в, г) состояниях.

чество точечных рефлексов, расположенных по окружностям, с типичным азимутальным размытием, что указывает на присутствие малоугловых разориентаций на границах субзерен (рис. 1в).

Микродифракционный анализ титана ВТ1-0 в УМЗ-состоянии подтвердил наличие фазы α -Ti (ГПУ-решетка). Средний размер элементов структуры УМЗ-титана ВТ1-0 (зерна, субзерна и фрагменты) составил 0.2 ± 0.1 мкм.

На рис. 2 приведена микроструктура сплава Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях. В КК-состоянии микроструктура представлена матричными субзернами β -фазы, дисперсно-упрочненными наноразмерной ω -фазой (рис. 2а). Идентификация микродифракционной картины показала наличие рефлексов высокой интенсивности от основной β -фазы твердого раствора титана и ниобия (ОЦК-решетка) и рефлексы низкой интенсивности от выделений ω -фазы с гексагональной примитивной решеткой (ГП-решетка). На темнопольном изображении, полученном в рефлексе ω -фазы, в объеме β -зерна наблюдаются наноразмерные частицы эллипсоидной формы ω -фазы с размерами 10–20 нм. Средний размер зерна β -фазы составил 45 ± 14 мкм.

В результате ИПД в сплаве Ti–45Nb формируется УМЗ-структура (рис. 2б, 2г). Характер структуры зеренно-субзеренный. При расшифровке микродифракционной картины (рис. 2в) были выявлены группы рефлексов от трех фаз: рефлексы высокой интенсивности от твердого раствора β -титана и ниобия (ОЦК-решетка), рефлексы низкой интенсивности от α -фазы (ГПУ-решетка) и рефлексы от ω -фазы (ГП-решетка). Методом рентгеноспектрального микроанализа было выявлено наличие в структуре субзерен β -фазы с высоким содержанием ниобия, близким к его концентрации в исходном состоянии (40–45 мас. %), и субзерен α -фазы с низким содержанием ниобия (4–10 мас. %). Средний размер элементов структуры β -фазы, α -фазы и ω -фазы в УМЗ-сплаве Ti–45Nb соот-

ветственно был равен 0.2 ± 0.1 мкм, 50 ± 8 нм и 15 ± 5 нм.

Изображения микроструктуры сплава Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях представлены на рис. 3. Сплав Mg–2.9Y–1.3Nd в КК-состоянии состоит из основной матричной фазы α -Mg (ГПУ-решетка) и четырех типов включений: интерметаллидных частиц $Mg_{24}Y_5$ (ОЦК-решетка), метастабильных выделений β' -фазы ($Mg_{12}NdY$, орторомбическая решетка), β_1 -фазы (Mg_3NdY , ГЦК-решетка) и равновесной β -фазы ($Mg_{14}Nd_2Y$, ГЦК-решетка), рис. 3а, 3б.

Средний размер зерна α -фазы в продольном и поперечном сечениях исходного образца не отличается и составляет 35 ± 16 мкм. Частицы $Mg_{24}Y_5$ имеют форму неправильных многогранников и размеры от 0.2 до 2.1 мкм. Кроме того, внутри и по границам матричных зерен также присутствуют выделения β -фазы, глобулярные выделения β' -фазы и пластины β_1 -фазы. Выделения β -фазы преимущественно локализируются по границам зерен в виде сетки толщиной до 0.8–2.0 мкм. Средний размер глобул β' -фазы равен 0.30 ± 0.04 мкм. Длина и ширина пластин β_1 -фазы находятся в пределах 1.1–6.2 мкм и 0.4–1.1 мкм соответственно.

После экструзии в сплаве Mg–2.9Nd–1.3Y наблюдается измельчение микроструктуры. Наблюдаются два типа структурных элементов: более крупные зерна с размерами 10–25 мкм и более мелкие зерна с размерами 0.5–2.0 мкм, которые образуют текстурированные “полосы”. Доля УМЗ-зерен в объеме составила 50%. Средний размер крупных зерен составил 17 ± 6 мкм, а мелких зерен — 1.0 ± 0.8 мкм (рис. 3в).

Линейные размеры интерметаллидных частиц $Mg_{24}Y_5$, β -фазы, β_1 - и β' -фаз также уменьшаются. Размер частиц $Mg_{24}Y_5$ находится в диапазоне 0.3–0.7 мкм. Средний размер толщины сетки выделений β -фазы составляет 0.35 ± 0.15 мкм. Средний размер глобул β' -фазы равен 0.25 ± 0.04 мкм. Длина и ширина пластин β_1 -фазы находится в пределах 0.06–0.32 мкм и 0.03–0.04 мкм соответственно (рис. 3г).

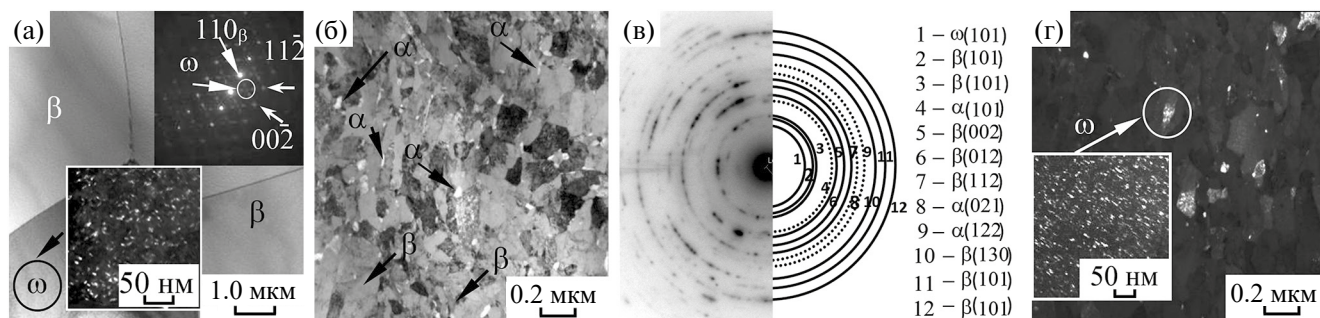


Рис. 2. Электронно-микроскопические светлопольные (а, б) с соответствующими микродифракционными картинками (а, в) и темнопольное (г) изображения структуры сплава Ti–45Nb в КК- (а) и УМЗ- (б, в, г) состояниях; на рис. 2в пунктирной линией выделены кольца, соответствующие ГПУ-фазе.

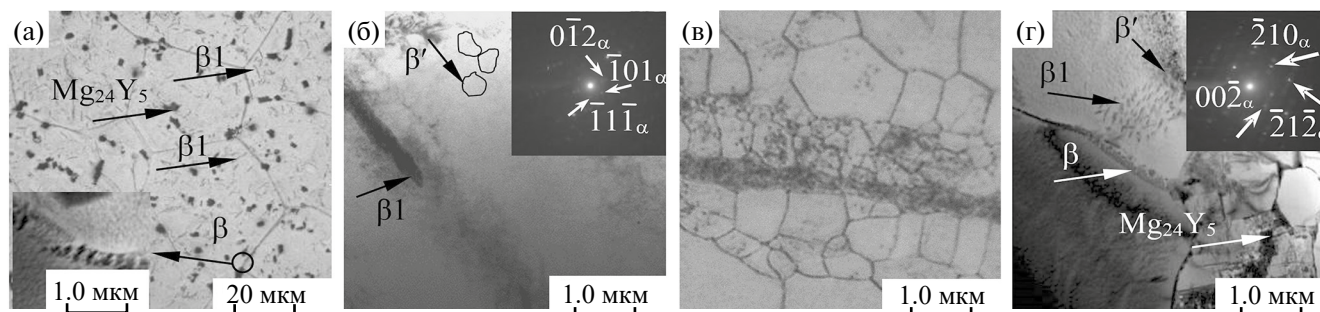


Рис. 3. Оптические (а, в) и электронно-микроскопические светлопольные (б, г) с соответствующими микродифракционными картинками (б, г) изображения структуры сплава Mg–2.9Nd–1.3Y в КК-(а, б) и УМЗ- (в, г) состояниях.

Таким образом, применение комбинированного метода ИПД титана BT1-0 и сплава Ti–45Nb способствует формированию УМЗ-структуры со средним размером структурных элементов, равным 0.2 мкм. Экструзия сплава Mg–2.9Y–1.3Nd приводит к формированию мелкозернистого состояния, в котором доля УМЗ-элементов структуры (с размерами 0.5–2.0 мкм) составляет около 50% от объема.

В табл. 1 приведены параметры структурно-фазового состояния и механические характеристики титана BT1-0, сплавов Ti–45Nb и Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях. Полученные результаты свидетельствуют о том, что измельчение зерна в процессе ИПД титана BT1-0 и сплава Ti–45Nb сопровождается повышением условного предела текучести, предела прочности и микротвердости в 1.3–1.6 раз, и, соответственно, снижением пластичности при растяжении в 3–4 раза.

Формирование УМЗ-структуры в сплаве Mg–2.9Y–1.3Nd в процессе экструзии приводит к повышению вышеперечисленных прочностных характеристик в 1.5 раза, а также увеличению пластичности в 1.8 раз, что обусловлено, в первую очередь, сложным фазовым составом.

Также более высокую пластичность УМЗ-магниевого сплава можно объяснить эволюцией дислокационной субструктуры и формировани-

ем текстуры в результате деформационной обработки, которая была исследована в работе [12].

На рис. 4 приведены истинные деформационные (рис. 4а, 4г), температурные кривые (рис. 4б, 4д) и зависимости коэффициента деформационного упрочнения (рис. 4в, 4е) для образцов титана BT1-0 (кривые 1), сплавов Ti–45Nb (кривые 2) и Mg–2.9Y–1.3Nd (кривые 3) в КК-(рис. 4а–4в) и УМЗ (рис. 4г–4е) состояниях. На кривых $\sigma_{true}(\epsilon_{true})$ для исследуемых сплавов в области образования “шейки” имеет место значительный рост истинного напряжения течения (рис. 4а). При этом кривая $\sigma_{true}(\epsilon_{true})$ для титана BT1-0 в КК-состоянии имеет восходящую параболическую ветвь (рис. 4а), а кривая $\sigma_{true}(\theta)$ — ниспадающую ветвь с коэффициентом θ , равным 5 ГПа (рис. 4в).

На кривых $\Delta T(\epsilon_{true})$ при деформировании титана в КК-состоянии, наблюдается короткая стадия с постоянной температурой до $\epsilon_{true} \sim 0.01$, затем рост ΔT имеет линейный характер и перед разрушением достигает 45°C (рис. 4б).

Важной отличительной особенностью деформационного поведения титана BT1-0 с УМЗ-структурой является постоянство температуры до $\epsilon_{true} \sim 0.04$, что свидетельствует о его способности эффективно задействовать структурный канал поглощения тепловой энергии при

Таблица 1. Параметры структурно-фазового состояния и механические характеристики титана ВТ1-0, сплавов Ti–45Nb и Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях

Материал / состояние	<i>D</i> , мкм	Фазовый состав, тип решетки	$\sigma_{0.2}$, ГПа	σ_b , ГПа	ϵ , %	<i>H</i> _μ , ГПа
ВТ1-0 (КК-состояние)	20	α- фаза Ti (ГПУ-решетка)	0.27	0.4	23	1.8
ВТ1-0 (УМЗ-состояние)	0.2	α- фаза Ti (ГПУ-решетка)	0.87	1.1	6	2.8
Ti–45Nb (КК- состояние)	45 0.015	β-фаза (Ti, Nb) (ОЦК-решетка) ω-фаза Ti (ГП- решетка)	0.35	0.7	18	2.3
Ti–45Nb (УМЗ-состояние)	0.2 0.015 0.050	β-фаза (Ti, Nb) (ОЦК-решетка) ω-фаза Ti (ГП-решетка) α-фаза Ti (ГПУ-решетка)	0.42	1.2	6	3.1
Mg–2.9Y–1.3Nd (КК-состояние)	35 1.8 1.8 0.3 1.1–6.2 ¹ и 0.4–1.1 ²	α-Mg (ГПУ-решетка) Mg ₂₄ Y ₅ (ОЦК-решетка) β-фаза (Mg ₁₄ Nd ₂ Y, ГЦК-решетка) β'-фаза (Mg ₁₂ NdY, орторомбическая решетка) β1-фазы (Mg ₃ NdY, ГЦК-решетка)	0.15	0.23	12	0.86
Mg–2.9Y–1.3Nd (УМЗ-состояние)	17 (крупные зерна) 1 (текстурированные полосы) 0.62 0.35 0.25 0.06–0.32 ¹ и 0.03–0.04 ²	α-Mg (ГПУ-решетка) Mg ₂₄ Y ₅ (ОЦК-решетка) β-фаза (Mg ₁₄ Nd ₂ Y, ГЦК-решетка) β'-фаза (Mg ₁₂ NdY, орторомбическая решетка) β1-фазы (Mg ₃ NdY, ГЦК-решетка)	0.22	0.34	21	1.2

D — средний размер элементов структуры, $\sigma_{0.2}$ — условный предел текучести, σ_b — предел прочности, ϵ — максимальная пластическая деформация до разрушения, *H*_μ — микротвердость, ^{1,2} — длина и ширина элементов структуры соответственно.

деформации (рис. 4г, 4д). В процессе дальнейшей деформации УМЗ-титана температура стремительно возрастает и перед разрушением в зоне образования “шейки” достигает Δ*T*~50°С, что сопровождается перегибом на кривой Δ*T*(ϵ_{true}) (рис. 4д). При этом для УМЗ-титана коэффициент деформационного упрочнения θ перед разрушением резко становится отрицательным и равен (–10) ГПа (рис. 4е). Это свидетельствует о локальном разупрочнении УМЗ-титана перед разрушением.

Другая картина наблюдается при деформации сплавов Ti–45Nb и Mg–2.9Y–1.3Nd. Дисперсионное упрочнение наночастицами ω-фазы и формирование α-фазы в сплаве Ti–45Nb и интерметаллидной фазы Mg₂₄Y₅ и β-, β'- и β1-фаз в сплаве Mg–2.9Y–1.3Nd снижает влияние УМЗ-структуры на деформационное и температурное поведение на начальном этапе деформирования.

Независимо от структурного состояния исследуемых сплавов, наблюдается стадия с постоянной температурой до ϵ_{true} ~0.03–0.05 (рис. 4б, 4д).

Перед разрушением Ti–45Nb температура резко поднимается до Δ*T*~40°С, как для КК-состояния, так и для УМЗ-состояния (рис. 4б, 4д).

Разрушение сплава Mg–2.9Y–1.3Nd с КК-структурой происходит мгновенно, о чем свидетельствует очень резкое повышение температуры на ~15°С (рис. 4б). В то время как для сплава Mg–2.9Y–1.3Nd в УМЗ-состоянии рост Δ*T* имеет практически линейный характер, а перед разрушением происходит подъем температуры до ~10°С, что сопровождается перегибом на кривой Δ*T*(ϵ_{true}). Кроме того, коэффициент деформационного упрочнения θ перед разрушением сплавов становится отрицательным, он равен (–1.5) и (–20) ГПа для Ti–45Nb, (–5) ГПа и (–1.5) ГПа для Mg–2.9Y–1.3Nd соответственно в КК- и УМЗ-состояниях (рис. 4в, 4е). Это свидетельствует о локальном разупрочнении материала перед разрушением.

На рис. 5 приведены зависимости энергий от истинной деформации, а именно, удельной работы пластической деформации (*A*_р), удельного количества выделившейся теплоты (*Q*), удель-

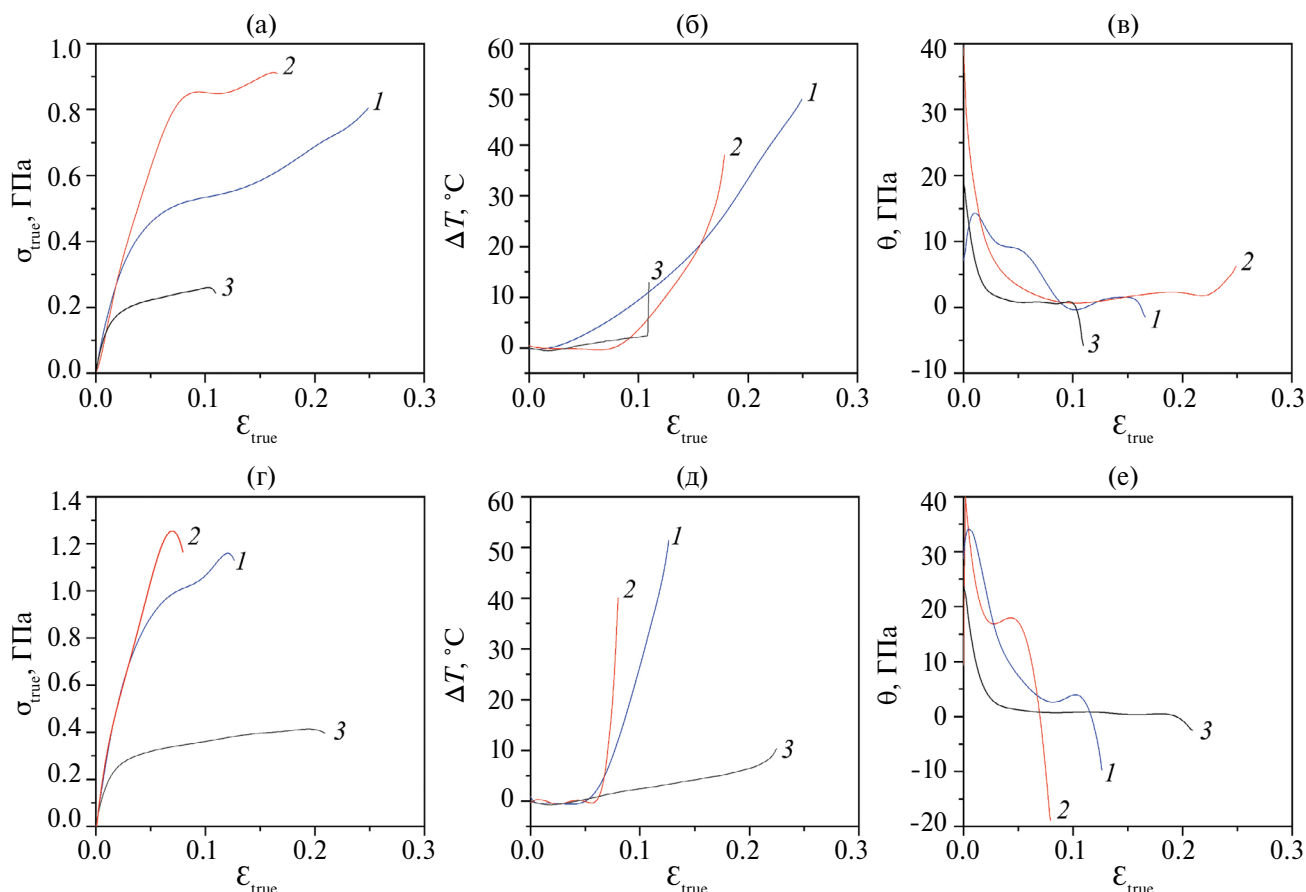


Рис. 4. Истинные деформационные (а, г), температурные кривые (б, д) и зависимости коэффициента деформационного упрочнения (в, е) для образцов титана ВТ1-0 (кривые 1), сплавов Ti–45Nb (кривые 2) и Mg–2.9Y–1.3Nd (кривые 3) в КК- (а–в) и УМЗ- (г–е) состояниях.

ной поглощенной энергии (E_s) для исследуемых сплавов. При деформировании титана ВТ1-0 в КК-состоянии количество теплоты, которое равномерно выделяется за счет термопластического эффекта ($Q=57$ МДж/м³), составляет примерно половину от работы пластической деформации ($A_p=110$ МДж/м³), а остальная энергия поглощается металлом ($E_s=53$ МДж/м³), (рис. 5а–5в).

В то же время для титана ВТ1-0 в УМЗ состоянии количество выделившейся теплоты при растяжении неодинаково на различных стадиях пластической деформации. На начальном этапе, до $\varepsilon_{true} \sim 0.04$, практически вся энергия деформации поглощается металлом, что связано с субструктурным упрочнением при ИПД. На следующих стадиях деформации количество выделяющейся теплоты растет и перед разрушением достигает 70 % ($Q=60$ МДж/м³), а энергия, поглощенная материалом, составляет ~ 30 % ($E_s=25$ МДж/м³) от работы пластической деформации ($A_p=85$ МДж/м³), что обусловлено локальным разупрочнением УМЗ-титана перед разрушением (рис. 5г–5е).

Для сплавов Ti–45Nb и Mg–2.9Y–1.3Nd как в КК-, так и УМЗ-состоянии диссипация и на-

копление энергии неравномерны на различных стадиях пластической деформации.

Для сплава Ti–45Nb на начальном этапе деформирования, до $\varepsilon_{true} \sim 0.05$, практически вся энергия пластической деформации поглощается материалом, что связано с субструктурным упрочнением при ИПД, дисперсионным упрочнением наночастицами ω -фазы, а также с формированием α -фазы. На следующих стадиях деформации количество выделяющейся теплоты растет и перед разрушением достигает $\sim 40\%$ ($Q=40$ МДж/м³), и $\sim 70\%$ ($Q=32$ МДж/м³) от A_p соответственно для КК- и УМЗ-состояний, а энергия, поглощенная материалом, составляет $\sim 60\%$ ($E_s=55$ МДж/м³), и $\sim 30\%$ ($E_s=16$ МДж/м³) от работы деформации, соответственно (рис. 5).

Для сплава Mg–2.9Y–1.3Nd на начальном этапе деформирования, до $\varepsilon_{true} \sim 0.03–0.04$, практически 100% работы пластической деформации идет на изменение внутренней энергии, что связано с дисперсионным упрочнением частицами интерметаллидной фазы $Mg_{24}Y_5$, выделениями β -, β' - и β_1 -фаз. Количество выделившейся теплоты в образцах сплава Mg–

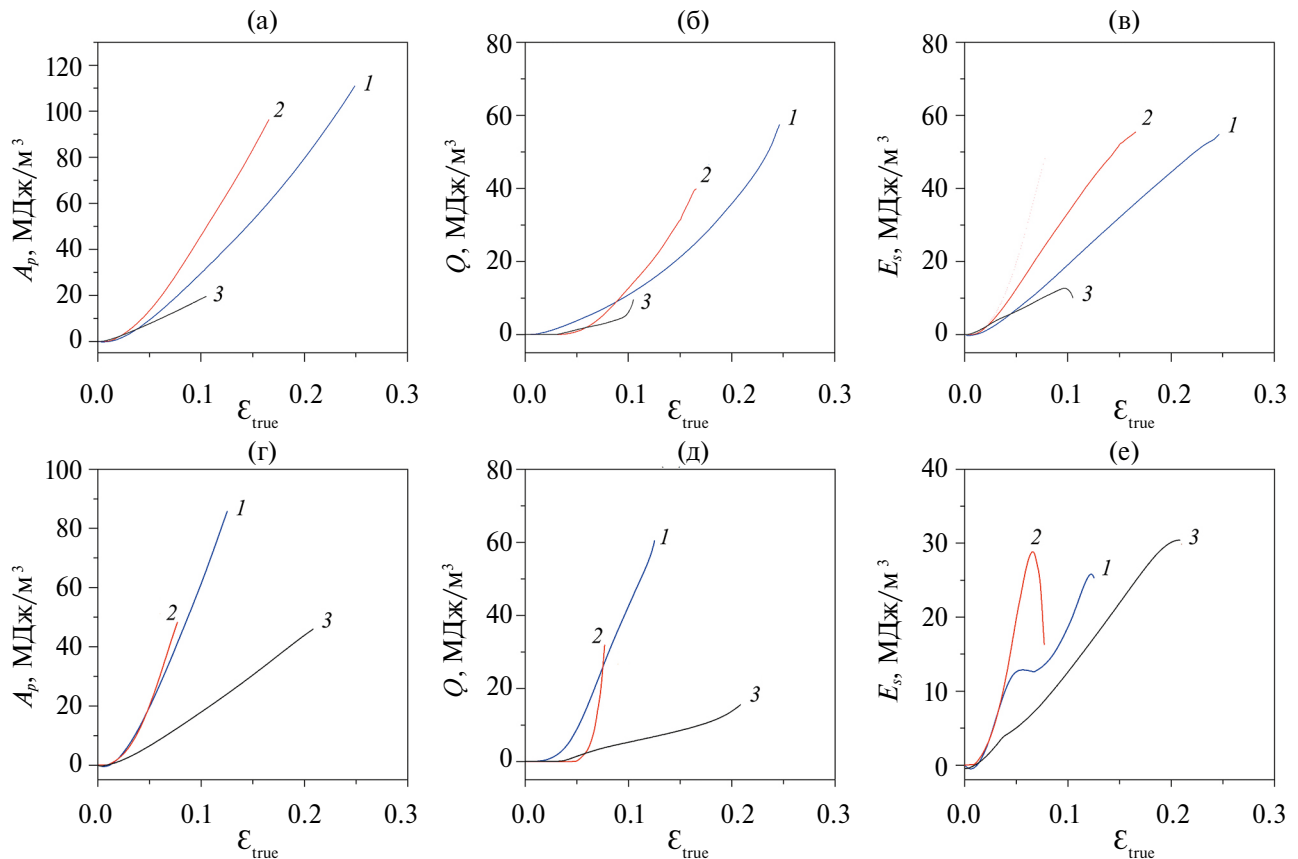


Рис. 5. Зависимости энергий при деформировании от истинной деформации для образцов титана ВТ1-0 (кривые 1), сплавов Ti–45Nb (кривые 2) и Mg–2.9Y–1.3Nd (кривые 3) в КК- (а–в) и УМЗ- (г–е) состояниях: а, г — удельная работа пластической деформации (A_p); б, д — удельное количество теплоты, выделившееся при деформировании (Q); в, е — поглощенная энергия при деформировании (E_s).

2.9Y–1.3Nd в КК-состоянии, составляет 60% ($Q=11$ МДж/м³) от работы пластической деформации ($A_p=20$ МДж/м³), соответственно, энергия, поглощенная сплавом, равна ~ 40 % ($E_s=9$ МДж/м³). В то же время, количество теплоты для образцов сплава в УМЗ-состоянии, составляет ~ 35% ($Q=15$ МДж/м³) от работы пластической деформации ($A_p=45$ МДж/м³), а остальные ~ 65% энергии поглощаются сплавом ($E_s=30$ МДж/м³). Это указывает на то, что магниевый сплав в УМЗ-состоянии в ~ 2 раза эффективнее диссипирует энергию деформации, по сравнению с КК-состоянием (рис. 5).

Данные хорошо согласуются с результатами исследования процессов накопления и диссипации энергии при пластической деформации, полученными другими авторами. В работах [13–17] было показано, что количество выделившейся теплоты от полной энергии деформации для КК-титана составило 50 %, для отожженной нержавеющей стали — 60–70 %, а для меди достигает 80–90%.

В то же время, формирование УМЗ-состояния также оказывает сильное влияние на диссипацию энергии. Полученные данные хорошо

согласуются с результатами моделирования накопления и диссипации энергии при пластической деформации, представленными в работе [13], где показано, что УМЗ-состояние в металлах способствует накоплению энергии пластической деформации на начальной стадии деформирования.

Дисперсионное упрочнение и наличие упрочняющих частиц в сплавах ослабляет влияние субструктурного упрочнения при формировании УМЗ-структуры, что демонстрируют результаты настоящей работы.

Оценка составляющих энергий при деформации, особенно накопленной энергии, важна в случае новых материалов, так как позволяет выяснить механизмы деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено комплексное сравнительное исследование микроструктуры, механических свойств и закономерностей накопления и диссипации энергии титана ВТ1-0 и сплавов Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd в КК- и УМЗ-состояниях.

Показано, что применение метода ИПД титана VT1-0 и сплавов Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd способствует существенному изменению их структурно-фазового состояния, обеспечивает значительное повышение прочностных свойств, приводит к перераспределению тепловой энергии, что, в конечном счете, влияет на процессы накопления и диссипации энергии при деформировании.

Установлено, что субструктурное упрочнение при ИПД в УМЗ-титане VT1-0 приводит к изменению деформационно-температурного поведения в процессе растяжения. Дисперсионное упрочнение частицами ω -фазы, образование α -фазы в сплаве Ti–45Nb и формирование частиц интерметаллида $Mg_{24}Y_5$, выделений β -, β' - и β_1 - фаз в сплаве Mg–2.9Y–1.3Nd снижает влияние УМЗ-структуры на деформационно-температурное поведение на начальной стадии деформации.

Показано, что количество выделившейся теплоты при деформировании титана VT1-0 и сплава Ti–45Nb в УМЗ-состояниях в 2 раза выше, по сравнению с накопленной энергией деформации, что вызывает локальное разупрочнение сплавов в УМЗ-состоянии перед разрушением.

Установлено, что сплав Mg–2.9Y–1.3Nd в УМЗ-состоянии наоборот в 2 раза эффективнее диссипирует энергию пластической деформации по сравнению с КК-состоянием, что обусловлено перераспределением фазового состава.

Выявлено, что субструктурное упрочнение при ИПД и дисперсионное упрочнение в сплавах в значительной степени определяет развитие процессов накопления и диссипации энергии при деформировании.

Авторы выражают благодарность профессору В.П. Вавилову (ТПУ), профессору В.А. Скрипняку (ТГУ) за организацию, участие и обсуждение экспериментов, J. Schmid (ITD) за предоставление образцов магниевого сплава, И.А. Глухову за помощь в проведении ПЭМ-исследований.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии и наук, тема FWRW-2021-0004.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kaur M., Singh K. Review on titanium and titanium-based alloys as biomaterials for orthopedic applications // Mater. Sci. Eng. 2019. V. 102. P. 844–862.
2. Xiaotian L., Shuyang C., Regen K.H. Binary titanium alloys as dental implant materials — a review. // Biomater. 2017. V. 4. № 5. P. 315–323.
3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., and Langdon T.G., Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. 440 p.
4. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. Plastic Deformation of Nanostructured Materials. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2017. 334 p.
5. Moyseychik E., Vavilov V., Kuimova M. Infrared thermographic assessment of heat release phenomena in steel parts subjected to quasi-static deformation // Measurement. 2021. V. 185. P. 110117.
6. Olfieruk W., Gadaj S.P., Grabski M.W. Energy storage during the tensile deformation of Armco iron and austenitic steel // Mater. Sci. Eng. A. 1985. V. 70. P. 131–141.
7. Bagavathiappan S., Lahiri B., Saravanan T., Philip J., Jayakumar T. Infrared thermography for condition monitoring — A review // Infrared Phys. Technol. 2013. V. 60. P. 35–55.
8. Golasiński K.M., Staszczak M., Pieczyska E.A. Energy Storage and Dissipation in Consecutive Tensile Load-Unload Cycles of Gum Metal // Materials. 2023. V. 16. P. 3288.
9. Sharkeev Yu., Eroshenko A., Legostaeva E., Kovalevskaya Z., Belyavskaya O., Khimich M., Eppe M., Prymak O., Sokolova V., Zhu Q., Sun Z., Zhang H. Development of Ultrafine-Grained and Nanostructured Bioinert Alloys Based on Titanium, Zirconium and Niobium and Their Microstructure, Mechanical and Biological Properties // Metals. 2022. V. 12. № 7. P. 1136.
10. Eroshenko A. Yu., Luginin N.A., Legostaeva E.V., Tolmachev A.I., Glukhov I.A., Uvarkin P.V., Sharkeev Yu.P., Schmidt J. Effect of Severe Plastic Deformation on Structure and Mechanical Properties of Magnesium Alloy Mg–Ca // AIP Conference Proceedings. 2022. V. 2509. P. 020068–1–020068–5.
11. Sharkeev Y.P., Vavilov V.P., Chulkov A.O., Legostaeva E.V., Eroshenko A.Y., Belyavskaya O.A., Ustinov A.M., Skrypnik V.A., Klopotov A.A., Kozulin A.A., Skrypnik V.V., Zhilyakov A.Y., Kouznetsov V.P., Kuimova M.V. Research on the processes of deformation and failure in coarse- and ultrafine-grain states of Zr1–Nb alloys by digital image correlation and infrared thermography // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 784. P. 139203.
12. Martynenko N.S., Lukyanova E.A., Serebryany V.N. Increasing strength and ductility of magnesium alloy WE43 by equal-channel angular pressing // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 712. P. 625–629.
13. Плехов О., Чудинов В., Леонтьев В., Наймарк О. Экспериментальное исследование закономерностей диссипации энергии при динамическом деформировании нанокристаллического титана // ПЖТФ. 2009. Т. 35. № 2. С. 82–90.
14. Legostaeva E., Eroshenko A., Vavilov V., Skripnyak V.A., Chulkov A., Kozulin A., Skripnyak V.V., Glukhov I., Sharkeev Y. Comparative Investigation of the Influence of Ultrafine-Grained State on Deformation and Temperature Behavior and Microstructure Formed during Quasi-Static Tension of Pure Titanium and

- Ti-45Nb Alloy by Means of Infrared Thermography // Materials. 2022. V. 15. P. 8480.
15. *Ivanov A.M., Lukin E.S., Petrova N.D.* Regularities of Deformation and Fracture of Steels Subjected to Equal Channel Angular Pressing and Thermal Processing // Mater. Sci. Forum. 2008. V. 584–586. P. 6436–6448.
 16. *Gadaj S.P., Nowacki W.K., Pieczyska E.A.* Changes of temperature during the simple shear test of stainless steel // Arch. Mech. 1996. V. 48. № 4. P. 779–788.
 17. *Taylor G.I., Quinney H.* The latent energy remaining in a metal after cold working // Proc. R. Soc. London, Ser. A. 1934. V. 143. P. 307–326.

THE MICROSTRUCTURAL STATE AND CHARACTERISTICS OF THE DEFORMATION AND FRACTURE, ENERGY DISSIPATION AND ACCUMULATION IN DEFORMED ULTRAFINE-GRAINED ALLOYS BASED ON TITANIUM, NIOBIUM, AND MAGNESIUM FOR MEDICAL APPLICATIONS

**Yu. P. Sharkeev^{1,2}, E. V. Legostaeva¹, A. Yu. Eroshenko^{1,*}, N. A. Luginin^{1,2},
A. I. Tolmachev¹, and P. V. Uvarkin¹**

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science (ISPMS) SB RAS, Tomsk, 634055 Russia*

²*The National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia*

**e-mail: eroshenko@ispms.ru*

The results of the study of the microstructure, physical and mechanical characteristics, processes of the energy dissipation and accumulation under tension in technical titanium and in Ti–45Nb, Mg–2.9Y–1.3Nd alloys in the coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) states have been summarized. It has been found that substructural strengthening of ultrafine-grained technical titanium results in a change in deformation and thermal behavior, especially at the initial stage of deformation. It has been found that dispersion strengthening of Ti–45Nb alloy with the ω -phase nanoparticles and Mg₂₄Y₅ intermetallics, and of Mg–2.9Y–1.3Nd alloy with the β -, β' -, and β_1 -phase precipitates reduces the influence of the UFG structure on the patterns of energy accumulation and dissipation under tension at the initial stage of deformation.

Keywords: VT1-0 titanium, Ti–45Nb and Mg–2.9Y–1.3Nd alloys, ultrafine-grained structure, deformation, energy dissipation and accumulation