

УДК 539.4, 539.25

DOI: 10.17223/00213411/63/11/28

Е.В. ЛЕГОСТАЕВА<sup>1</sup>, Ю.П. ШАРКЕЕВ<sup>1</sup>, О.А. БЕЛЯВСКАЯ<sup>1</sup>, В.П. ВАВИЛОВ<sup>2</sup>, В.А. СКРИПНЯК<sup>3</sup>,  
А.Ю. ЖИЛЯКОВ<sup>4</sup>, В.П. КУЗНЕЦОВ<sup>4</sup>, А.Ю. ЕРОШЕНКО<sup>1</sup>

### ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb И ПРОЦЕССЫ ДИССИПАЦИИ И НАКОПЛЕНИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ \*

Представлены результаты исследования температуропроводности и удельной теплоемкости сплавов Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях. Проведена оценка влияния ультрамелкозернистого состояния на теплофизические свойства и процессы диссипации и накопления энергии при деформировании исследуемых сплавов. Показано, что формирование ультрамелкозернистого состояния в сплаве Zr – 1 мас. % Nb методом *abc*-прессования и последующей прокатки приводит к снижению его температуропроводности и удельной теплоемкости на 10 и 20 % соответственно, что обусловлено субструктурным упрочнением при интенсивной пластической деформации. Выявлено, что температуропроводность и удельная теплоемкость ультрамелкозернистого сплава Ti – 45 мас. % Nb увеличиваются на 7.5 и 5 % соответственно вследствие дисперсионного упрочнения наночастицами  $\omega$ -фазы и формирования новой  $\alpha$ -фазы. Установлено, что ультрамелкозернистая структура оказывает значительное влияние на закономерности накопления и диссипации энергии при пластической деформации, которые, в свою очередь, зависят от их теплофизических характеристик и структурного и фазового состояний.

**Ключевые слова:** сплавы Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb, ультрамелкозернистая микроструктура, теплофизические свойства, диссипация и накопление энергии.

#### Введение

Изучение микроструктуры и свойств высокопрочных наноструктурных (НС) и/или ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов является одним из актуальных направлений современного материаловедения. Для создания таких сплавов используют различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют получить спектр сплавов с варьируемой УМЗ-структурой, обеспечивающей высокие механические свойства. Было показано, что свойства сплавов в НС- и УМЗ-состоянии существенно зависят от параметров микроструктуры. Формируемая УМЗ-структура характеризуется неравновесным состоянием, большой объемной долей неравновесных границ зерен, высокой концентрацией точечных и линейных дефектов на границах зерен и высокой плотностью дислокаций [1].

Большое количество работ выполнено по исследованию микроструктуры и физико-механических свойств материалов медицинского назначения, в которых сформирована нано- или УМЗ-структура методом ИПД. В первую очередь, это «чистый» титан марок BT1-0, BT1-00, Grade 1, Grade 2, в меньшей степени сплав Zr – 1 мас. % Nb в УМЗ-состоянии [2–5]. Было показано, что перевод указанных сплавов в НС- или УМЗ-состояние методом ИПД позволяет повысить их механические свойства до уровня среднелегированных титановых сплавов. Относительно новыми в медицинском приложении являются двойные титановые  $\beta$ -сплавы на основе системы Ti–Nb, которые при концентрации ниобия 40–45 мас. % имеют низкий модуль упругости в интервале 50–60 ГПа, сопоставимый с модулем упругости кортикальной костной ткани, до 35–40 ГПа [6, 7]. Несомненным преимуществом сплавов систем Zr–Nb и Ti–Nb является отсутствие токсичного воздействия на организм, так как сплавы содержат только биоинертные металлы.

Для успешного практического использования УМЗ-сплавов для разработки конструкций и изделий медицинского назначения необходимо понимание процессов пластической деформации и разрушения. Известно, что деформирование и разрушение материалов характеризуется повышением температуры пластически деформируемого материала, что и определяет термопластический эффект [8]. Диссипация энергии при деформировании материала сопровождается преобразованием механической энергии в тепловую, генерируемую процессами движения и аннигиляции дислокаций, а также в накапливаемую энергию пластической деформации [9].

Эффективным методом исследования процессов теплообразования, обусловленных диссипацией энергии в процессе деформирования, является метод инфракрасной (ИК) термографии [10],

\* Работа выполнена в рамках госзадания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.2.

обеспечивающий бесконтактное измерение температуры изделий в различных условиях, а также получение информации о распределении источников тепла по мощности на их поверхности.

Прежде всего, метод ИК-термографии активно используется в качестве средства неразрушающего контроля за процессами возникновения и развития трещин, пор и других неоднородностей материала, для оценки долговечности сварных соединений и др. [11, 12]. С появлением высококоразрешающих ИК-камер новых поколений метод становится все более эффективным, надежным и точным, что повышает его роль в проведении исследований процессов пластической деформации и разрушения, а также процессов диссипации и накопления энергии [13, 14]. В то же время число работ, в которых исследуются процессы деформационного теплообразования в УМЗ-металлических материалах с использованием метода ИК-термографии, невелико [15].

УМЗ-структура оказывает влияние не только на их физико-механические, но и на теплофизические свойства, а именно, температуропроводность, теплопроводность и теплоемкость, и т.д., которые, в свою очередь, влияют на процессы диссипации и накопления энергии в процессе их деформирования. Данные вопросы практически не изучались в современной литературе и требуют детального анализа.

Цель настоящей работы – установить влияние УМЗ-состояния на температуропроводность и теплоемкость сплавов Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb и процессы диссипации и накопления энергии в процессе их деформирования.

### Материалы и методы

В качестве материала исследования были выбраны сплавы Zr – 1 мас. % Nb (Zr–1Nb) и Ti – 45 мас. % Nb (Ti–45Nb) в крупнокристаллическом (КК)- и УМЗ-состояниях. Комбинированным методом ИПД, который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [16, 17], было сформировано УМЗ-состояние в сплавах Zr–1Nb и Ti–45Nb. Перед деформационной обработкой образцы сплава Zr–1Nb предварительно подвергались отжигу при температуре 580 °С в течение 3 ч в вакууме, а образцы сплава Ti–45Nb – при температуре 1100 °С в течение 1 ч в аргоне с последующей закалкой в воду. Для формирования КК-состояния применялся рекристаллизационный отжиг образцов в УМЗ-состоянии [16, 17].

Микроструктура сплава Zr–1Nb в КК-состоянии представлена матричными зернами  $\alpha$ -Zr со средним размером зерна 2.8 мкм и частицами  $\beta$ -Nb, расположенными по границам и в теле матричных зерен, со средним размером 0.4 мкм. УМЗ-структура сплава Zr–1Nb состоит из субзерен матричной фазы  $\alpha$ -Zr (ГПУ-решетка) и частиц  $\beta$ -Nb (ОЦК-решетка). Средний размер элементов структуры в УМЗ-состоянии в сплаве Zr–1Nb – 0.2 мкм [16].

Микроструктура сплава Ti–45Nb в КК-состоянии представлена матричными субзернами  $\beta$ -фазы (твердый раствор Ti и Nb с ОЦК-решеткой, средний размер – 45 мкм), дисперсно-упрочненными наноразмерной  $\omega$ -фазой (ГП-решетка, средний размер – 15 нм). ИПД приводит к измельчению зерен сплава Ti–45Nb, формированию зеренно-субзеренной структуры, а также образованию новой  $\alpha$ -фазы титана (ГПУ-решетка). Средний размер структурных элементов  $\beta$ -фазы равен 0.2 мкм, а  $\alpha$ - и  $\omega$ -фаз – 50 и 15 нм соответственно. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, в УМЗ-сплаве доля  $\alpha$ -фазы составляет 7 % объема, а  $\omega$ -фазы – около 3 % объема Ti–45Nb [17].

Измерение температуропроводности сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях проводилось методом лазерной «вспышки» (метод Паркера [18]) на приборе LFA 457 MicroFlash («NETZSCH», Германия) при комнатной температуре. Фронтальную поверхность образцов облучали лазерным импульсом, температуру тыльной поверхности измеряли с помощью быстродействующего ИК-термометра. Исследуемые образцы имели форму параллелепипеда с размерами 10×10×2 мм.

Значения теплоемкости сплавов рассчитывались 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 [19]:

$$C_{p_{обр}} = C_{p_{эт}} \frac{m_{эт}}{m_{обр}} \frac{(ДТА_{обр} - ДТА_{сист})}{(ДТА_{эт} - ДТА_{сист})}, \quad (1)$$

где  $C_{p_{обр}}$  – удельная теплоемкость исследуемого образца;  $C_{p_{эт}}$  – удельная теплоемкость эталонного образца (сапфира);  $m_{эт}$  – масса эталонного образца;  $m_{обр}$  – масса исследуемого образца;  $DTA_{обр}$  – сигнал дифференциальной термопары (ДТ), зарегистрированный при нагреве образца;  $DTA_{сист}$  – сигнал ДТ, зарегистрированный при нагреве пустой системы;  $DTA_{эт}$  – сигнал ДТ, зарегистрированный при нагреве эталонного образца. Образцы для ДТА представляли собой диски диаметром 5 мм и высотой 1 мм, размеры эталонного образца были аналогичными. При проведении экспериментов использовались платиновые тигли с крышками и приставками из оксида алюминия для предотвращения взаимодействия материала образца и тигля.

Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с постоянной скоростью деформации  $0.01 \text{ с}^{-1}$  выполняли на испытательной машине Instron VHS 40/50-20. Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M использовалась для измерения температурного поля в процессе деформирования, что позволило получить истинные деформационные  $\sigma_{true}(\epsilon_{true})$  и температурные  $\Delta T(\epsilon_{true})$  кривые, методика расчета которых была подробно описана ранее в [20].

С помощью истинных деформационных кривых проведена оценка удельной полной механической работы деформации при растяжении

$$A = \int_0^{\epsilon_{max}} \sigma_{true} d\epsilon_{true}, \quad (2)$$

где  $\epsilon_{max}$  – максимальная деформация в образце до разрушения. Работа пластической деформации определялась как

$$A_p = A - A_e. \quad (3)$$

Здесь  $A_e$  – работа упругой деформации. С использованием данных, полученных тепловизионным методом, оценены удельное количество выделившейся теплоты  $Q$  и поглощенная энергия  $E_s$  в процессе деформирования:

$$Q = c \frac{m}{V} \Delta T, \quad (4)$$

где  $c$  – теплоемкость материала образца;  $m$  – масса образца;  $V$  – объем образца;  $\Delta T$  – среднее изменение температуры на поверхности образца в процессе деформирования образца;

$$E_s = A_p - Q. \quad (5)$$

### Результаты и их обсуждение

На рис. 1 и 2 приведены зависимости температуропроводности  $a(T)$  и удельной теплоемкости  $C_p(T)$  от температуры для сплавов Zr–1Nb (*а*) и Ti–45Nb (*б*) в КК- (кривые 1) и УМЗ- (кривые 2) состояниях. Сопоставление зависимостей позволяет утверждать, что с увеличением температуры образцов в КК-состоянии в процессе их нагрева в диапазоне 25–800 °С температуропроводность для сплава Zr–1Nb падает от 11 до 9  $\text{мм}^2/\text{с}$ , а для сплава Ti–45Nb растет от 4 до 10  $\text{мм}^2/\text{с}$ . При переводе сплавов в УМЗ-состояние температуропроводность сплава Zr–1Nb снижается примерно на 10 % и составляет 10.2  $\text{мм}^2/\text{с}$  при 25 °С. По мере роста температуры нагрева образцов сплава Zr–1Nb степень влияния УМЗ-структуры на зависимость  $a(T)$  уменьшается и при 500 °С температуропроводность становится равной 9.2 и 9.0  $\text{мм}^2/\text{с}$  соответственно для КК- и УМЗ-состояний (рис. 1, *а*).

Подобные закономерности характерны и для удельной теплоемкости сплава Zr–1Nb в КК- и УМЗ-состояниях (рис. 2, *а*). Сравнение величин теплоемкости исследуемого сплава при 25 °С показало, что при переводе сплава Zr–1Nb из КК-состояния в УМЗ-состояние его удельная теплоемкость снижается примерно на 20 % и составляет соответственно 0.38 и 0.30  $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$  для КК- и УМЗ-состояний. С увеличением температуры нагрева образцов в диапазоне 25–800 °С величина удельной теплоемкости для сплава Zr–1Nb снижается от 0.38 до 0.28  $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$  и от 0.3 до 0.17  $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$  соответственно для КК- и УМЗ-состояний сплава.

Другая картина наблюдается для температурных зависимостей температуропроводности и удельной теплоемкости для сплава Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях (рис. 1, *б* и 2, *б*). Формирование УМЗ-структуры в сплаве Ti–45Nb приводит к повышению температуропроводности при 25 °С на 7.5 % по отношению к КК-состоянию (рис. 1, *б*). Она составляет 3.8 и 4.1  $\text{мм}^2/\text{с}$  для КК- и УМЗ-состояний соответственно. Сопоставление величин теплоемкости для сплава Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях при 25 °С показало, что при переводе сплава в УМЗ-состояние его теплоемкость практически не меняется и составляет соответственно 0.47 и 0.49  $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$  для КК- и УМЗ-

состояний. С увеличением температуры образцов в диапазоне 25–800 °С величина теплоемкости для сплава Ti-45Nb в КК-состоянии монотонно снижается от 0.47 до 0.36 кДж/(кг·К). В то же время для сплава Ti-45Nb в УМЗ-состоянии в диапазоне температур 400–650 °С наблюдается сначала резкий подъем теплоемкости до 0.53 кДж/(кг·К), потом резкое падение до 0.43 кДж/(кг·К), а далее опять подъем до 0.5 кДж/(кг·К) и падение до 0.42 кДж/(кг·К). Затем величина удельной теплоемкости для сплава в УМЗ-состоянии монотонно снижается, как и в случае КК-состояния, и составляет 0.38 кДж/(кг·К) при 800 °С (рис. 2, б).

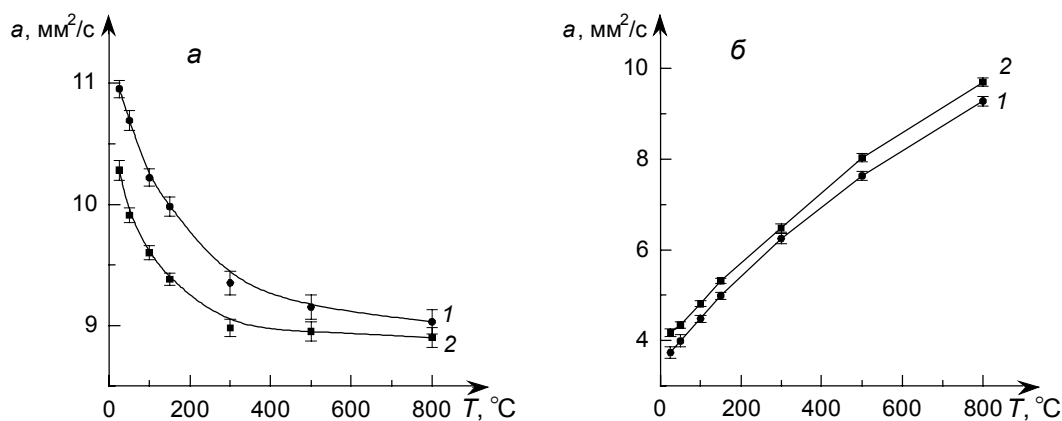


Рис. 1. Зависимость температуропроводности от температуры для сплавов Zr-1Nb (а) и Ti-45Nb (б) в КК- (кр. 1) и УМЗ- (кр. 2) состояниях

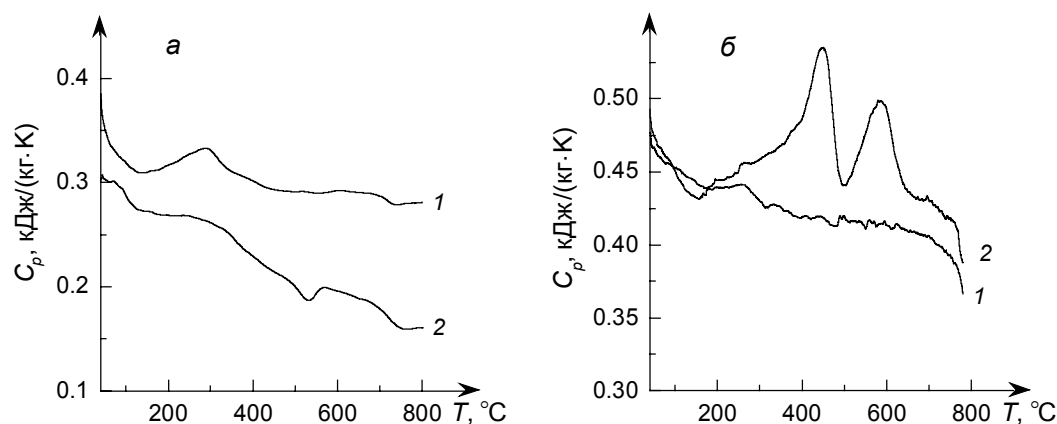


Рис. 2. Зависимость удельной теплоемкости от температуры для сплавов Zr-1Nb (а) и Ti-45Nb (б) в КК- (кр. 1) и УМЗ- (кр. 2) состояниях

Очевидно, что такое различное поведение теплофизических свойств связано с особенностями микроструктуры и фазового состава исследуемых сплавов в КК- и УМЗ-состояниях. В работах [16, 17] было подробно изучено влияние температуры отжига на особенности микроструктуры исследуемых сплавов. Было показано, что с увеличением температуры отжига от 350 до 500 °С наблюдается рост характерного размера структурных элементов 0.24 до 2.0 мкм, что обусловлено процессами рекристаллизации при термической обработке [16]. При этом с увеличением среднего размера структурных элементов наблюдается падение микротвердости и пределов текучести и прочности сплава.

Как было показано в работе [17], в УМЗ-состоянии сплав Ti-45Nb состоит из  $\beta$ -зерен, дисперсно-упрочненных наноразмерной  $\omega$ -фазой, а также зерен  $\alpha$ -фазы. После отжига при температуре выше 500 °С происходит не только трансформация структурного состояния, но и имеет место фазовое превращение по схеме  $\alpha \rightarrow \beta$ , что сопровождается существенным снижением уровня механических свойств. Зерна  $\alpha$ -фазы уже не выявляются, а микроструктура представлена  $\beta$ -зернами, в объеме которых наблюдаются выделения наноразмерной  $\omega$ -фазы. Диапазон размеров зерен в интервале 0.43–1.3 мкм соответствует области перехода УМЗ-структуры в мелкозернистую структуру. Далее после отжига при 700 °С наблюдается рост среднего размера элементов структуры до

7.6 мкм и при 800 °С происходит трансформация мелкозернистой структуры в КК с резким увеличением среднего размера зерна до 45 мкм.

Высоконапряженное УМЗ-состояние в сплаве Zr–1Nb, связанное, прежде всего, с субструктурным упрочнением, приводит к уменьшению его температуропроводности на 10 % и, как следствие, обуславливает более медленные деформационные и тепловые процессы на начальном этапе деформирования, до  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.04$  (рис. 3, а). В свою очередь, повышение температуропроводности для сплава Ti–45Nb в УМЗ-состоянии на 7.5 %, по-видимому, связано с формированием новой наноразмерной  $\alpha$ -фазы в процессе ИПД-деформации, а также с дисперсионным упрочнением частицами  $\omega$ -фазы. Это приводит к изменению деформационных и тепловых процессов. В случае сплава Ti–45Nb в УМЗ-состоянии они развиваются быстрее даже на начальном этапе деформирования по сравнению с КК-состоянием (рис. 3, б).

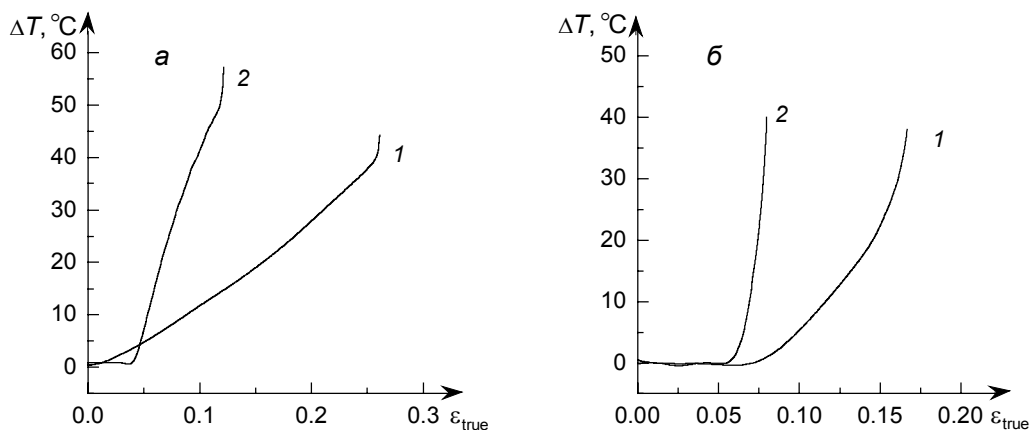


Рис. 3. Зависимость прироста максимальной температуры ( $\Delta T$ ) на поверхности образцов от истинной деформации ( $\varepsilon_{\text{true}}$ ) для сплавов Zr–1Nb (а) и Ti–45Nb (б) в КК- (кр. 1) и УМЗ- (кр. 2) состояниях;  $T_0 = (23 \pm 3)$  °С

Необходимо отметить, что в настоящее время число работ, в которых изучены теплофизические характеристики материалов в УМЗ-состоянии, такие, как температуропроводность, теплопроводность, теплоемкость и др., невелико, а для исследуемых сплавов они единичны. В работах [21–23] было изучено влияние УМЗ-структуры на температуропроводность чистых металлов – ниобия, титана и циркония, а также сплава Zr–2.5Nb при высоких температурах, до 2400 К. Было установлено, что формирование УМЗ-состояния в указанных металлах и сплаве, так же как и в настоящей работе, приводит к уменьшению величины температуропроводности.

Снижение теплофизических характеристик в УМЗ-металлах, по-видимому, является следствием того, что для УМЗ-структуры характерна высокая объемная доля неравновесных границ зерен, высокая концентрация точечных дефектов на границах и вблизи границ зерен, а также высокая плотность дислокаций, что приводит к значительному росту эффекта рассеяния электронов проводимости на высокодефектных межзеренных границах.

В случае УМЗ-сплава Ti–45Nb дополнительный вклад в упрочнение при ИПД-деформации вносят дисперсионное упрочнение, а также фазовые превращения, что, по-видимому, и сдерживает рост рассеяния электронов проводимости на межзеренных границах и не приводит к значительному изменению теплофизических свойств.

На рис. 4 и 5 приведены зависимости энергии, выделившейся при деформировании для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК- (а) и УМЗ- (б) состояниях, а именно удельной работы пластической деформации  $A_p$  (кривые 1), количества выделяющейся теплоты  $Q$  (кривые 2), величины поглощённой энергии при пластической деформации  $E_s$  (кривые 3). Видно, что сформированная УМЗ-структура вносит существенный вклад в закономерности диссипации энергии при деформировании сплавов. Предельная удельная работа пластической деформации вплоть до разрушения составила 115 и 95 МДж/м<sup>3</sup> для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК-состоянии соответственно и 90 и 48 МДж/м<sup>3</sup> для указанных сплавов в УМЗ-состоянии (рис. 4 и 5). Сопоставление зависимостей позволяет отметить, что удельная работа пластической деформации при растяжении исследуемых сплавов в КК-состоянии в 2 раза выше по сравнению с УМЗ-состоянием и обусловлена его более высокой пластичностью.

Механические характеристики указанных сплавов, такие, как предел прочности  $\sigma_b$ , максимальная деформация до разрушения  $\varepsilon_f$  (пластичность) были исследованы ранее в работах [20, 24]. Для сплава Zr-1Nb в КК-состоянии  $\sigma_b = 0.45$  ГПа,  $\varepsilon_f = 28.5$  %, а в УМЗ-состоянии  $\sigma_b = 0.75$  ГПа,  $\varepsilon_f = 12.5$  %. Для сплава Ti-45Nb в КК-состоянии  $\sigma_b = 0.75$  ГПа,  $\varepsilon_f = 13$  %, а в УМЗ-состоянии  $\sigma_b = 1.2$  ГПа,  $\varepsilon_f = 6$  % [20, 24]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что измельчение зерна в процессе ИПД приводит к существенному росту механических характеристик сплавов и изменению деформационного поведения при квазистатическом растяжении. Повышение предела прочности материала при переводе его в УМЗ-состояние наблюдалось для обоих материалов: для сплава Zr-1Nb это увеличение составляет 76 %, а для сплава Ti-45Nb – 63 %. Соответственно величина предельной пластической деформации до разрушения УМЗ-материалов была меньше, чем для КК-материалов, величина уменьшилась для сплава Ti-45Nb в 2.3 раза, для сплава Zr-1Nb – в 1.8 раз.

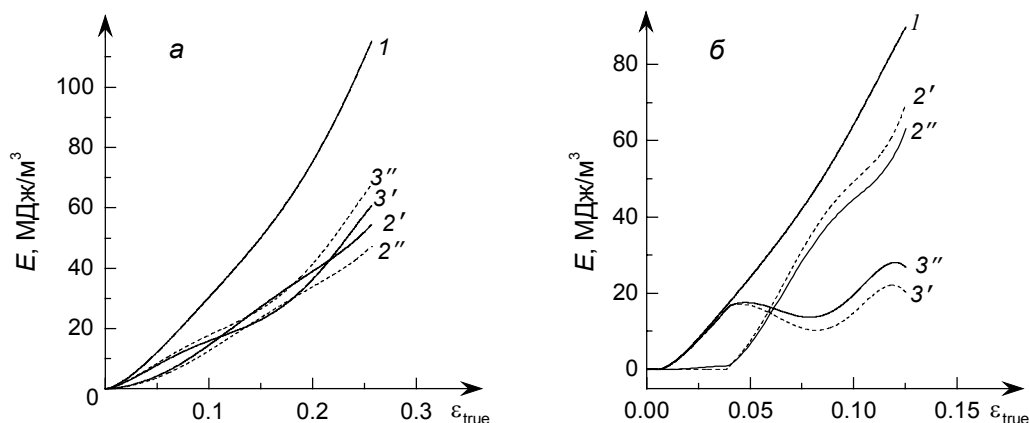


Рис. 4. Зависимость энергии, выделившейся при деформировании, от истинной деформации для сплава Zr-1Nb в КК- (а) и УМЗ- (б) состояниях: кр. 1 – удельная работа пластической деформации  $A_p$ ; кр. 2 – количество выделившейся теплоты  $Q$ ; кр. 3 – поглощенная энергия при пластической деформации  $E_s$ ; кр. 2', 3' – с учетом измеренной теплоемкости для КК-состояния; кр. 2'', 3'' – с учетом измеренной теплоемкости для УМЗ-состояния

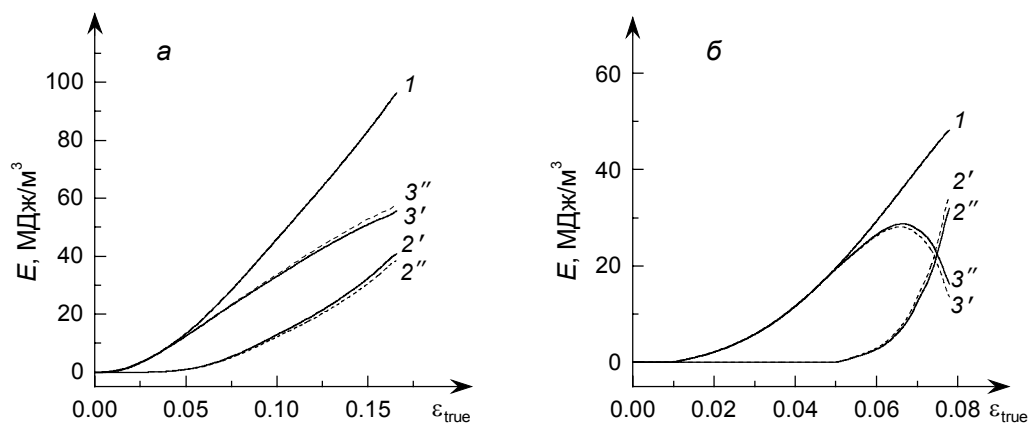


Рис. 5. Зависимость энергии, выделившейся при деформировании, от истинной деформации для сплава Ti-45Nb в КК- (а) и УМЗ- (б) состояниях: кр. 1 – удельная работа пластической деформации  $A_p$ ; кр. 2 – количество выделившейся теплоты  $Q$ ; кр. 3 – поглощенная энергия при пластической деформации  $E_s$ ; кр. 2', 3' – с учетом измеренной теплоемкости для КК-состояния; кр. 2'', 3'' – с учетом измеренной теплоемкости для УМЗ-состояния

Анализ зависимостей показал, что количество выделившейся теплоты при деформации различно для исследуемых сплавов в обоих состояниях. Так, для образцов сплава Zr-1Nb в КК-состоянии количество теплоты, выделившееся в результате термопластического эффекта, составляет ~ 50 % от работы пластической деформации, остальные ~ 50 % энергии поглощаются материалом (рис. 4, а).

В то же время для Ti-45Nb в КК-состоянии количество выделившейся теплоты в результате деформирования неравномерно на разных участках. На начальном этапе деформирования, до  $\varepsilon_{true} \sim 0.06$ ,

практически 100 % работы пластической деформации поглощается материалом, т.е. количество теплоты, выделившейся при деформации, не превышает 1 % (рис. 5, а). Это свидетельствует о «способности» сплава эффективно задействовать на начальном этапе деформирования структурный канал поглощения энергии и обусловлено влиянием дисперсионного упрочнения на деформационное поведение. Затем зависимости количества выделившейся и поглощенной энергии при деформации сплава Ti–45Nb в КК-состоянии ведут себя практически линейно. При этом количество теплоты, выделившейся в результате термопластического эффекта, для образцов сплава Ti–45Nb в КК-состоянии составляет 40 % от работы пластической деформации и равно 40 МДж/м<sup>3</sup>, а оставшее количество энергии – 60 % (55 МДж/м<sup>3</sup>) – поглощается материалом (рис. 5, а).

Для образцов сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в УМЗ-состоянии количество теплоты, выделившейся при деформации, также неравномерно на разных участках деформирования. На начальном этапе деформирования, до  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.04$  и  $0.05$  соответственно, практически вся работа пластической деформации поглощается материалом (рис. 4, б и 5, б). Для УМЗ-сплава Zr–1Nb это связано, в первую очередь, с субструктурным упрочнением сплава, а также со снижением величины теплоемкости в результате ИПД. Что касается Ti–45Nb в УМЗ-состоянии, то сокращение стадии, на которой фактически не выделяется теплота в процессе деформации, с  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.06$  до  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.05$ , связано, в первую очередь, с фазовым превращением  $\beta$ -зерен в  $\alpha$ -зерна, а также влиянием дисперсионного упрочнения наночастицами  $\omega$ -фазы.

В дальнейшем количество теплоты, выделившейся в результате термопластического эффекта, достигает  $\sim 70$  % от работы пластической деформации и составляет 65 и 32 МДж/м<sup>3</sup> соответственно для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в УМЗ-состоянии. Удельная энергия, поглощенная материалом, достигает  $\sim 30$  % от работы пластической деформации и составляет соответственно 25 и 16 МДж/м<sup>3</sup> для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в УМЗ-состоянии, что обусловлено некоторым разупрочнением исследуемых сплавов в УМЗ-состоянии перед разрушением (рис. 4, б и 5, б).

На процесс диссипации энергии при деформировании также влияет и величина теплоемкости сплавов для КК- и УМЗ-состояний. Зависимости  $Q(\varepsilon_{\text{true}})$  и  $E_s(\varepsilon_{\text{true}})$  от величины деформации были построены с учетом влияния УМЗ-структуры исследуемых сплавов на теплоемкость, а именно в расчете была использована измеренная в настоящей работе теплоемкость для КК- (рис. 4 а, 5 а, кривые 2' и кривые 3') и УМЗ-состояний (рис. 4, а, 5, а, кривые 2'' и 3''). Видно, что поскольку значение теплоемкости Zr–1Nb для КК- и УМЗ-состояний отличается примерно на 20 % вследствие субструктурного упрочнения, то и зависимости выделившейся и поглощенной энергии при деформировании ( $Q$  и  $E_s$ ) должны отличаться также на 20 %, если не учитывать вклад УМЗ-структуры в теплоемкость (рис. 4). Как уже отмечалось, в Ti–45Nb в УМЗ-состоянии дополнительный вклад в упрочнение при ИПД-деформации вносят дисперсионное упрочнение и фазовые превращения, которые не приводят к значительным изменениям теплофизических свойств сплава. Поэтому в случае сплава Ti–45Nb значения теплоемкости для КК- и УМЗ-состояний оказывают незначительное влияние на процесс диссипации энергии при деформировании сплава. Различие величин  $Q$  и  $E_s$  при учете измеренной теплоемкости для КК- и УМЗ-состояний не превышает 5 % (см. рис. 5).

Таким образом, субструктурное и дисперсионное упрочнение, а также фазовые превращения при ИПД оказывают значительное влияние на теплофизические свойства исследуемых сплавов, которые, в свою очередь, приводят к изменению их деформационного и теплового поведения, а также закономерностей накопления и диссипации энергии в ходе пластической деформации.

### Заключение

Показано, что формирование УМЗ-структуры в сплавах Zr–1Nb и Ti–45Nb методом, сочетающим *abc*-прессование и последующую прокатку, приводит к изменению их теплофизических характеристик. Субструктурное упрочнение при ИПД в УМЗ-сплаве Zr–1Nb вызывает снижение температуропроводности и теплоемкости на 10 и 20 % соответственно. Дисперсионное упрочнение наночастицами  $\omega$ -фазы, а также формирование новой  $\alpha$ -фазы при ИПД сплава Ti–45Nb снижает влияние УМЗ-структуры на теплофизические свойства.

Установлено, что снижение температуропроводности в УМЗ-сплаве Zr–1Nb обуславливает более медленные деформационные и тепловые процессы на начальном этапе деформирования до  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.04$ . Соответственно увеличение температуропроводности в УМЗ-сплаве Ti–45Nb приводит к более быстрым деформационным и тепловым процессам на начальном этапе деформирования до

$\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.05$  для УМЗ-состояния по сравнению с КК-состоянием (до  $\varepsilon_{\text{true}} \sim 0.06$ ). УМЗ-структура оказывает значительное влияние на закономерности накопления и диссипации энергии при пластической деформации, которые, в свою очередь, зависят от их структурного и фазового состояния и теплофизических характеристик.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., and Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. – New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. – 456 p.
2. Колобов Ю.Р., Шаркеев Ю.П., Карлов А.В. и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 4. – С. 2–9.
3. Sharkeev Yu.P., Legostaeva E.V., Eroshenko A.Yu., et al. // Composit. Interfac. – 2009. – V. 16. – P. 535–546.
4. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Малышева С.П. и др. // МнТОМ. – 2006. – № 2. – С. 19–26.
5. Данилов В.И., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П. и др. // Физич. мезомех. – 2014. – Т. 17. – № 4. – С. 77–85.
6. Yen-Huei Hon, Jian-Yih Wang, and Yung-Ning Pan // Mater. Trans. – 2003. – V. 44. – No. 11. – P. 2384–2390.
7. Panigrahi A., Sulkowski B., and Waitz T. // J. Mech. Behavior Biomed. Mater. – 2016. – V. 62. – P. 93–105.
8. Hilarov V.L. and Slutsker A.I. // Phys Solid State. – 2014. – V. 56. – P. 2493–2495.
9. Plekhov O.A., Uvarov S.V., Naimark O.B., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – V. 462. – No. 1–2. – P. 367–369.
10. Вавилов В.П. Инфракрасная термография и тепловой контроль. – М.: Спектр, 2009. – 544 с.
11. Bagavathiappan S., Lahiri B.B., Saravanan T., et al. // Infrared Phys. Tech. – 2013. – V. 60. – P. 35–55.
12. Meola C. and Carlomagno G.M. // Meas. Sci. Technol. – 2004. – V. 15. – P. 27–58.
13. Moysenchik E.A. // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2013. – V. 54. – P. 116–123.
14. Pieczyska E.A., Maj M., Golasiński K., et al. // Materials. – 2018. – No. 11. – P. 567–579.
15. Plekhov O., Naimark O., Chudinov V., et al. // Tech. Phys. Lett. – 2009. – V. 35. – No. 1. – P. 92–95.
16. Eroshenko A.Yu., Mairambekova A.M., Sharkeev Yu.P., et al. // Lett. Mater. – 2017. – V. 4 – No. 7. – P. 469–472.
17. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 10. – С. 136–143.
18. Parker W.J., Jenkins R.J., Butler C.P., et al. // J. Appl. Phys. – 1961. – V. 32. – No. 9. – P. 1679–1684.
19. ASTM E1269 (2011) Standard test Method for determining specific heat capacity by differential scanning calorimetry.
20. Sharkeev Yu.P., Vavilov V.P., Skrypnnyak V.A., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2020. – V. 784. – P. 139203–139221.
21. Gorbatov V.I., Polev V.F., Pilugin V.P., et al. // High Temperature. – 2013. – V. 51. – No. 4. – P. 482–485.
22. Смирнов А.Л., Талуц С.Г., Ивлиев А.Д. и др. // ТВТ. – 2017. – Т. 55. – № 3. – С. 396–401.
23. Горбатов В.И., Полев В.Ф., Коршунов И.Г. и др. // ТВТ. – 2016. – Т. 54. – № 2. – С. 311–313.
24. Sharkeev Yu., Vavilov V., Skripnyak V., et al. // Metals. – 2018. – V. 8. – No. 9. – P. 703–717.

Поступила в редакцию 12.02.2020.

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия

<sup>4</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия

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

**Вавилов** Владимир Платонович, д.т.н., зав. кафедрой НИ ТПУ, e-mail: vavilov@tpu.ru;

**Скрипник** Владимир Альбертович, д.ф.-м.н., зав. кафедрой НИ ТГУ, e-mail: skrp2006@yandex.ru;

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

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

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