ИНФРАКРАСНАЯ ТЕРМОГРАФИЯ И ПРОЦЕССЫ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

© 2019 г. Ю.П. Шаркеев^{1,2}, В.П. Вавилов^{2,3}, В.А. Скрипняк³, Е.В. Легостаева^{1,*}, О.А. Белявская¹, В.П. Кузнецов⁴, А.О. Чулков², А.А. Козулин³, В.В. Скрипняк³, А.Ю. Ерошенко¹, А.Ю. Жиляков⁴, А.С. Скоробогатов⁵

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия 634055 Томск, пр-т Академический, 2/4 ²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия 634050 Томск, пр-т Ленина, 30 ³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия 634050 Томск, пр-т Ленина, 36 ⁴Уральский Федеральный университет им. Б.Н.Ельцина, Россия 620002 Екатеринбург, ул. Мира, 19 ⁵ФГБУ «Российский научный центр «Восстановительная травмоталогия и ортопедия» им. Г.А. Илизарова» Министерства здравоохранения Российской Федерации, Россия 640014 Курган, ул. М. Ульяновой, 6

*e-mail: lego@ispms.tsc.ru

Поступила в редакцию 17.01.2019; после доработки 19.03.2019 Принята к публикации 24.05.2019

Исследована эволюция температурных полей и деформационное поведение образцов сплавов титана BT1-0 и циркония Zr—1 мас.% Nb в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях при квазистатическом растяжении с использованием метода инфракрасной термографии. Показано, что характер эволюции поля температур в процессе деформации и зависимости максимальной температуры от степени деформации в рабочей зоне исследованных образцов различаются для титана BT1-0 и сплава Zr—1 мас.% Nb и зависят от их структурного и фазового состояний, механических характеристик и температуропроводности. Установлено, что при переходе в ультрамелкозернистое состояние температуропроводность снижается на 6,5 и 9,3 % для титана BT1-0 и сплава Zr—1 мас.% Nb соответственно. Отличия в деформационном поведении образцов титана BT1-0 и сплава Zr—1 мас.% Nb в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях связаны с субструктурным упрочнением матричных фаз α-Ti и α-Zr и твердорастворным упрочнением, обусловленным растворением частиц β-Nb, при переводе методом интенсивной пластической деформации исследуемых сплавов в ультрамелкозернистое состояние.

Ключевые слова: ИК-термография, тепловой контроль, деформация, ультрамелкозернистые материалы, дефекты, температуропроводность.

DOI: 10.1134/S0130308219070066

введение

На протяжении последних десятилетий значительные усилия исследователей в различных странах были направлены на получение и исследование наноструктурных (HC) и ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов [1]. Метод интенсивной пластической деформации (ИПД) является перспективным и успешно используемым для формирования HC или УМЗ объемной безпористой структуры в металлических материалах, что позволяет значительно улучшить их физико-механические свойства. Существенное отличие физико-механических свойств УМЗ- и HC-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 зерен, а также высокой плотностью дислокаций [1]. Кроме того, УМЗ-структура оказывает влияние не только на их физико-механические, но и на теплофизические свойства, а именно, температуропроводность, теплопроводность и тепло-емкость, которые изучены слабо.

Несмотря на то, что феномен тепловыделении в металлах при их деформировании известен давно [2], до сих пор отсутствуют четкие представления о процессах теплообразования и их взаимосвязи с микростроктурой материалов и наличием скрытых или поверхностных дефектов. Известно, что при пластической деформации материалов механическая энергия, затраченная на изменение формы образца, преобразуется в тепловую энергию, генерируемую процессами движения и аннигиляции дефектов, а также накопленную энергию пластической деформации [3—10]. В свою очередь, тепловая энергия через механизм теплопроводности формирует локальное поверхностное температурное поле, анализ которого позволяет получить важную информацию о закономерностях деформации и разрушении материалов. Согласно [4—6], процесс генерации тепла в деформированных объемах материала в результате физико-химических процессов, инициированных деформацией этих объемов, называется «деформационным теплообразованием».

Эффективным методом исследования процессов деформационного теплообразования является инфракрасная (ИК) термография, обеспечивающая бесконтактное измерение температуры изделий в различных условиях, а также получение информации о распределении мощности источников тепла на их поверхности [3—14]. В последние два десятилетия метод ИК-термографии активно используется в качестве средства неразрушающего контроля за процессами возникновения и развития повреждений (трещин, пор и других неоднородностей) материала, оценки долговечности сварных соединений и др. [14—17]. Однако число работ, в которых исследуется деформационное теплообразование материала в условиях квазистатического растяжения, сжатия и многоцикловой усталости, невелико [7—9], а исследования процессов диссипации энергии при деформировании УМЗ-материалов с использованием метода ИК-термографии носят единичный характер [7].

В настоящей работе с использованием метода ИК-термографии изучена эволюция температурных полей в процессе деформирования при квазистатическом растяжении образцов сплавов титана BT1-0 и циркония Zr—1 мас.% Nb (Zr—1Nb) в КК и УМЗ-состояниях, а также в образцах, имеющих структурные микро- и макродефекты.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

УМЗ-состояние в сплавах титана ВТ1-0 и Zr—1Nb было сформировано комбинированным методом ИПД, который включал свободное abc-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [18—20]. Для формирования ККсостояния в сплавах титана ВТ1-0 и Zr—1Nb был применен рекристаллизационный отжиг образцов сплавов в УМЗ-состоянии [18]. Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) сплавов титана ВТ1-0 и Zr—1Nb в УМЗ-состоянии составил 0,2 мкм [19].

На рис. 1 приведена схема проведения эксперимента на квазистатическое растяжение, включающая ИК-тепловизор. Для исследования деформационного поведения сплавов применяли стандартные плоские образцы, изготовленные согласно типу IV по ГОСТ 25.502. Механические испытания выполняли на универсальном сервогидравлическом испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (Instron, Великобритания). Эксперименты по одноосному растяжению плоских образцов проводили с постоянной скоростью деформации 0,005 с⁻¹. Усилие регистрировали с помощью датчика DYNACELL (Instron) с погрешностью не более 0,2 %. Регистрация удлинения образцов для



Рис. 1. Схема проведения эксперимента на квазистатическое растяжение с использованием ИК-тепловизора.

обеспечения визуализации их температурного поля осуществляли не по удлинению их рабочей части, а через перемещение подвижного захвата, фиксируемого датчиком перемещений, с временным разрешением 0,001 с и линейным разрешением 5 мкм. Одновременно с регистрацией перемещений захвата и усилий осуществляли запись температурных полей на поверхности деформированных образцов методом ИК-термографии.

Эволюция температурного поля, обусловленная диссипацией энергии пластической деформации в процессе растяжения образцов, записывалась в виде последовательности цифровых ИК-термограмм, полученных с помощью измерительной тепловизионной системы FLIR SC 7700М. Частота записи ИК-термограмм составляла 115 Гц. Для визуализации и анализа температурных полей, а также учета помех, обусловленных тепловым излучением, отраженным от поверхности образцов, использовали специализированную программу Altair, входящую в тепловизионный комплект. Для улучшения качества ИК-термографии образцы покрывали аэрозольной акриловой матовой черной краской Motip. Испытания проводили при комнатной температуре 23±3°C.

Измерения термературопроводности сплавов титана BT1-0 и Zr—1Nb в КК и УМЗ-состояниях были проведены методом лазерной «вспышки» (метод Паркера) на приборе LFA 457 MicroFlash (NETZSCH, Германия) при комнатной температуре. Фронтальную поверхность образцов облучали лазерным импульсом, температуру тыльной поверхности образцов измеряли с помощью быстродействующего ИК-термометра. Исследуемые образцы имели форму параллелепипеда с размерами 10×10×2 мм³. В каждой партии было измерено по 3 образца.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2—5 представлены характерные зависимости «условное напряжение—относительная деформация» $\sigma = f(\varepsilon)$ (кривые 1), «максимальная температура ΔT — относительная деформация ε » (кривые 2) и термограммы образцов (*в*, *г*), зарегистрированные ИК-тепловизором в соответствующих точках деформации для образцов титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb в состояниях KK (*a*, *b*) и УM3 (*б*, *г*).



Рис. 2. Зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$, $\Delta T = f(\varepsilon)$ (*a*, δ) и ИК-термограммы (*в*, *г*) в соответствующих точках деформации для образцов титана ВТ1-0 в состояниях КК (*a*, *в*) и УМЗ (δ , *г*) для образцов с максимальными прочностными характеристиками.

В каждой группе материалов были выделены деформационные и температурные кривые с максимальными (см. рис. 2, 3), и минимальными (см. рис. 4, 5) прочностными характеристиками. Диаграммы зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ имеют стандартный вид (рис. 2—5, кривые 1). Анализируя зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$, были определены следующие характеристики: условный предел текучести σ_{02} , предел прочности $\sigma_{\rm B}$ и предельная пластическая деформация до разрушения ε (табл. 1). 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 титана ВТ1-0 оно составило 100 %, для сплава Zr—1Nb — 76 %.

Таблица 1

| Сплав | σ _{0,2} , МПа | σ _в , МПа | ε, % |
|-------------|--|-------------------------|---------------------------|
| BT1-0, KK | $350^1 / 320^2 / 337^3 \pm 10^4 (8)^5$ | 495 / 450 / 476±12 (8) | 25 / 23 / 24±0,9 (8) |
| BT1-0, УМЗ | 800 / 650 / 728±47 (9) | 1000 / 940 / 974±18 (9) | 11 / 9 / 10±0,6 (9) |
| Zr—1Nb, KK | 275 / 255 / 262±8 (8) | 425 / 390 / 410±10 (8) | 27 / 25 / 26,5±0,8 (8) |
| Zr—1Nb, YM3 | 515 / 490 / 503±8 (9) | 750 / 680 / 714±20 (9) | 16 / 14,5 / 15,5± 0,6 (9) |

Механические характеристики сплавов

Примечание: 1 — максимальное значение прочностных характеристик; 2 — минимальное значение прочностных характеристик; 3 — среднее значение прочностных характеристик; 4 — среднеквадратичное отклонение; 5 — количество испытанных образцов.

Соответственно величина предельной пластической деформации до разрушения УМЗматериалов была меньше, чем для КК-материалов, величина уменьшилась для УМЗ-титана ВТ1-0 в 2,3 раза, а для сплава Zr—1Nb — в 1,8 раза.



Рис. 3. Зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$, $\Delta T = f(\varepsilon)$ (*a*, *б*) и ИК-термограммы (*в*, *г*) в соответствующих точках деформации для образцов сплава Zr—1Nb в состояниях КК (*a*, *в*) и УM3 (*б*, *г*) для образцов с максимальными прочностными характеристиками.

Как отмечалось выше, при пластической деформации материалов происходит преобразование механической энергии деформирования в «деформационное тепло» [4—6]. В общем случае на температурных кривых $T = f(\varepsilon)$ можно выделить три характерные стадии деформационного теплообразования: на первой стадии при упругой работе материала его температура не изменяется или незначительно снижается; для второй стадии при пластической деформации материала характерно повышение температуры; на последней стадии, соответствующей разрушению образца, происходит резкий подъем температуры материала [4—6].

Подобная закономерность хорошо прослеживается при деформировании титана ВТ1-0 в КК-состоянии (см. рис. 1*a*, кривая 2). На температурных кривых $T = f(\varepsilon)$ наблюдается короткая стадия I с постоянной температурой (на кривой $\sigma = f(\varepsilon)$ — участок $0 - \sigma_{02}$), затем максимальная температура на поверхности образца растет практически линейно до соответствующих значений $\sigma_{\rm B}$ на $\sigma = f(\varepsilon)$, а затем перед разрушением происходит более резкий подъем температуры до 50°С (см. рис. 1 *a*, кривая 2).

Необходимо подчеркнуть, что речь идет о стадиях деформационного теплообразования, которые в настоящее время мало изучены. Стадии деформационного теплообразования, безусловно, связаны со стадиями пластической деформации и деформационного упрочнения, которые в настоящее время хорошо изучены [21, 22]. Согласно классификации [21, 22], выделяют 8 стадий пластической деформации, характеризующихся квазиосциллирующим изменением коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon) = d\sigma_{true}(\varepsilon)/d\varepsilon$.

Наблюдается четкое чередование типа стадий, а именно, за стадией с падающим (или возрастающим) коэффициентом деформационного упрочнения θ следует стадия с постоянным (почти постоянным) θ , затем снова с падающим, опять с постоянным и т.д. Заметим, что некоторые стадии зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ могут отсутствовать.



Рис. 4. Зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$, $\Delta T = f(\varepsilon)$ (*a*, *б*) и ИК-термограммы (*в*, *г*) в соответствующих точках деформации для образцов титана ВТ1-0 в состояниях КК (*a*, *в*) и УМЗ (*б*, *г*) для образцов с минимальными прочностными характеристиками.

Вид ИК-термограмм (см. рис. 2*в*) свидетельствуют о том, что при деформации КК-образцов титана ВТ1-0 зарождаются полосы локализованной деформации [23], которые являются источниками теплообразования. В полосах деформации сплав находится в пластически активированном состоянии, а вне полос деформации сплав работает в упругой области. При этом направление полос деформации соответствуют наибольшим сдвигающим напряжениям. По мере роста напряжения течения ширина полос деформации увеличивается, что сопровождается плавным ростом температуры и формированием очагов деформации. На стадии пластического течения очаги деформации увеличиваются в размерах, объединяются и развиваются в виде магистральной полосы по всему образцу. При максимальном усилии на образце в наиболее слабом месте возникает ярко выраженное уменьшение поперечного сечения — формирование «шейки». Дальнейшая деформация и наибольшее повышение температуры происходят в этой зоне образца, причем разрыв образцов происходит преимущественно в горизонтальной плоскости.

Другая картина наблюдается при испытании образцов титана BT1-0 в УМЗ-состоянии (см. рис. 26, кривая 2). Первая стадия увеличивается более чем в 2 раза, на ней происходит небольшое снижение температуры, что связано с известным термоупругим эффектом [24]. Стадии II и III характеризуются увеличением температурного сигнала ΔT до 50°С, затем появляется стадия IV с постоянной температурой вплоть до самого разрушения образца. Это свидетельствует о способности титана в УМЗ-состоянии более эффективно задействовать структурный канал поглощения энергии при его деформировании, вовлекая в этот процесс весь деформируемый объем.

Процессы пластической деформации в образцах из титана ВТ1-0 в УМЗ-состоянии развиваются значительно быстрее, что обусловлено их высоконапряженным состоянием, и связано с субструктурным упрочнением матричной фазы α-Ti при переводе титана ВТ1-0 в УМЗ-состояние методом ИПД [25, 26]. Это приводит к локализации пластической деформации в виде очагов, распространение которых в процессе деформации и приводит к разрушению. В процессе деформации сплавов в УМЗ-формирование «шейки» менее выражено, и разрушение сплавов, в отличие от КК-состояния, происходит преимущественно в плоскости максимальных касательных напряжений, близкой к 45° (см. рис. 2 *г*).

В сплавах Zr—1Nb, находящихся в КК-состоянии, общие закономерности деформационного теплообразования подобны закономерностям, описанным выше образцам титана BT1-0 в КК-состояния. Однако сплав Zr—1Nb в КК-состоянии имеет низкий условный предел текучести (см. табл. 1), поэтому деформационные, а, следовательно, и температурные процессы начинают развиваться уже при $\varepsilon \approx 1$ %, и стадия I практически отсутствует (см. рис. 2 δ).

При испытании образцов Zr—1Nb в УМЗ-состоянии, как и в случае УМЗ-титана BT1-0, отчетливо выделяется стадия I с практически постоянной температурой, характерная для упругой области деформации. Стадии II и III для УМЗ-сплава Zr—1Nb характеризуются повышением темпера-



Рис. 5. Зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$, $\Delta T = f(\varepsilon)$ (*a*, δ) и ИК-термограммы (*в*, *г*) в соответствующих точках деформации для образцов сплава Zr—1Nb в состояниях КК (*a*, *в*) и УM3 (δ , *г*) для образцов с минимальными прочностными характеристиками.

туры до $\Delta T \approx 25^{\circ}$ C. Затем перед разрушением происходит резкий скачок величины ΔT на 10—15°C (см. рис. 1*б*), что характерно для стадии IV'.

Распределения температуры в процессе деформации для образцов сплава Zr—1Nb и титана BT1-0 подобны (см. рис. 2 и 3). Отличительной особенностью пластической деформации в образцах сплава Zr—1Nb при растяжении является то, что деформационные и тепловые процессы развиваются медленнее по сравнению с образцами титана BT1-0.

Отличия в деформационном поведении образцов сплава Zr—1Nb в KK- и УМЗ-состоянии обусловлены субструктурным упрочнением зерен матричной фазы α-Zr и твердорастворном упрочнением, обусловленным растворением частиц β-Nb в УМЗ-сплаве Zr—1Nb при ИПД [27—28].

Следует отметить, что для всех исследуемых сплавов в КК и УМЗ-состояниях в образцах, характеризующихся минимальными значениями механических характеристик, что связано с наличием в их структуре микро- и макродефектов, наблюдается ускоренный процесс разрушения по сравнению с «типичными» образцами с максимальными значениями предела прочности (см. рис. 4 и 5).

Закономерности распределения температуры в процессе деформации для образцов с минимальными и максимальными характеристиками подобны (см. рис. 4 и 5). Однако полосы локализованной деформациипреимущественноразвиваются вплоскости, близкойк45°, вкоторой вдальнейшеми происходитразрушение образца, что также указывает надефектность структуры этих образцов (см. рис. 4*в*, *ги* рис. 5 *в*, *г*).

Характер эволюции поля температур в процессе деформации и зависимости максимальной температуры от степени деформации в рабочей зоне во многом зависят от теплофизических характеристик сплавов, таких как температуропроводность, теплопроводность, теплоемкость и др.

В табл. 2 приведены экспериментальные, литературные и расчетные данные о температуропроводности исследуемых сплавов ВТ1-0 и Zr—1Nb в КК и УМЗ-состояниях. В качестве погрешности измерений приведено среднеквадратичное отклонение полученных величин. Здесь же приведен ряд теплофизических характеристик сплавов ВТ1-0 и Zr—1Nb, использованных для расчета температуропроводности исследуемых сплавов [29—31].

Таблица 2

| Tangahuannaanna vapartaannaturu | Сплав ВТ1-0 | | Сплав Zr—1Nb | |
|--|-------------|-----------|---------------|------------|
| теплофизические характеристики | КК | УМЗ | КК | УМЗ |
| ρ, κγ/μ³ | 4500 | - | 6510 | - |
| С _р , кДж/(кг К) при <i>T</i> = 25°С | 0,530 | _ | 0,279 | _ |
| λ, Вт/(мК) при <i>T</i> = 25°С | 15,5 | _ | 20,4 | _ |
| $a, 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ Расчетные* / литературные** данные | 6,5*/ 6,8** | _ | 10,8*/ 10,5** | _ |
| <i>а</i> , 10 ⁻⁶ м ² /с, Экспериментальные данные | 7,66±0,05 | 7,01±0,01 | 10,95±0,05 | 10,28±0,08 |

Температуропроводность и другие теплофизические характеристики сплавов ВТ1-0 и Zr—1Nb [29—31]

Сравнение величин температуропроводности исследуемых сплавов в КК-состоянии при T = 25°С показывает, что скорость изменения температуры в объеме сплавов имеет более низкие значения для сплава BT1-0 по сравнению со сплавом Zr—1Nb. Обнаружено, что при переводе сплавов в УМЗ-состояние температуропроводность снижается на 6,5 % для титана BT1-0 и на 9,3 % для сплава Zr—1Nb.

Необходимо отметить, что в настоящее время в литературе отсутствуют данные по теплопроводности и температуропроводности исследуемых сплавов в УМЗ-состоянии при комнатной температуре. В [32—34] было изучено влияния УМЗ-структуры на температуропроводность чистых металлов — ниобия, титана и циркония, а также сплавов Zr—2,5Nb и Zr—50Nb при высоких температурах до 2400 К. Данные были получены динамическим методом плоских температурных волн в автоматизированном режиме. Было установлено, что формирование УМЗ-состояния в указанных металлах и сплавах приводит к уменьшению величин температуропроводности. Выполненные исследования показали, что сформированная в исследованных материалах деформационная УМЗструктура оказывает существенное влияние на высокотемпературные теплофизические свойства данных металлов.

Вышеописанная особенность УМЗ-структур, по-видимому, является следствием того, что концентрация границ разделов микро- и нанокристаллитов в образцах с УМЗ-деформационной структурой значительно превышает указанную концентрацию в образцах с обычной микроструктурой. Поэтому в образцах с УМЗ-структурой влияние механизма рассеяния электронов проводимости на межзеренных границах значительно возрастает.

Таким образом, эволюция температурного поля и деформационное поведение образцов зависят от типа сплава, его структурного состояния, механических характеристик, а также температуропроводности данных сплавов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучена эволюция температурных полей и деформационное поведение образцов титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb в КК и УM3-состоянии при квазистатическом растяжении. Показано, что сформированная УM3-структура в образцах титана BT1-0 и сплаве Zr—1Nb обеспечивает высокие механические свойства и оказывает влияние на стадийность кривых деформационного теплообразования. Установлено, что характер эволюции поля температур в процессе деформации и зависимости максимальной температуры от степени деформации в рабочей зоне испытуемых образцов различаются для образцов титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb и зависят от их структурного и фазового состояний, а также от теплофизических характеристик. Высоконапряженное УM3-состояние исследованных сплавов приводит к уменьшению их температуропроводности на 6,5 и 9,3 % для титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb соответственно и, как следствие, обусловливает более быстрые деформационные и тепловые процессы в сплавах.

В зависимостях «максимальная температура — степень деформации» для образцов титана ВТ1-0 и сплава Zr—1Nb в УM3-состоянии наблюдается стадия I с постоянной температурой до величины деформации ≈ 5 %, где не происходят изменения температуры, что свидетельствует о способности сплавов более эффективно задействовать структурный канал поглощения энергии при деформировании по сравнению с КК-состоянием. Перед разрушением титана BT1-0 в УM3-состоянии появляется стадия IV с постоянной температурой, а перед разрушением сплава Zr—1Nb в УM3-состоянии появляется стадия IV с постоянной температурой, а перед разрушением сплава Zr—1Nb в УM3-состоянии появляется стадия IV, на которой происходит резкое повышение температуры. Разрушение титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb в УM3-состоянии, в отличие от КК-состояния, пре-имущественно происходит в плоскости, близкой к 45°, что характерно для высоконапряженного УM3-состояния, полученного методами ИПД. Отличия в деформационном поведении образцов титана BT1-0 и сплава Zr—1Nb в КК и УM3-состояниях связаны с субструктурным упрочнением матричных фаз α -Ti и α -Zr и твердорастворном упрочнением, обусловленным растворением частиц β -Nb при переводе исследуемых сплавов из КК в УM3-состояние методом ИПД.

Приведенные результаты свидетельствуют о перспективности использования локальных измерений температуры поверхности в задачах диагностики пластической деформации и разрушения.

Работа выполнена при частичной поддержке Программы фундаментальных научных исследований СО РАН на 2017—2020 годы III.23.2.

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. Wells A.A. The Mechanics of Notch Brittle Fracture // Welding Research. 1953. V. 7. P. 34-56.

3. *Brock L.M.* Effects of Thermoelasticity and a fon Mises condition in rapid steady-state quasi-brittle fracture // Int. J. Structures. 1996. V. 33. No. 28. P. 4131—4142.

4. Мойсейчик А.Е., Мойсейчик Е.А. Основы теплового контроля несущих конструкций с использованием деформационного теплообразования // Неразрушающий контроль и диагностика. 2014. № 3. С. 3—19.

5. *Moiseichik E.A.* Heat generation and fracture initiation in stretched steel plate with a process-induced structural defect //Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. 2013. V. 54. No. 1. P. 116—123.

6. Мойсейчик Е.К., Мойсейчик Е.А., Мойсейчик А.Е. Инфракрасная термография растянутых стальных элементов с конструктивно-технологическими дефектами // Неразрушающий контроль и диагностика. 2012. № 1. С. 3—13. 7. Плехов О.А., Чудинов В.В., Леонтьев В.А., Наймарк О.Б. Исследование особенностей диссипации накопления энергии в субмикрокристаллическом титане при квазистатическом и динамическом нагружении // Вычислительная механика сплошных сред. 2008. Т. 1. № 4. С. 69—77.

8. Плехов О.А., Saintier N., Наймарк О. Экспериментальное исследование процессов накопления и диссипации энергии в железе при упругопластическом переходе // Журнал технической физики. 2007. Т. 77. В. 9. С. 135–137.

9. Изюмова А.Ю., Вшивков А.Н., Прохоров А.Е., Плехов О.А., Venkatraman В. Исследование эволюции источников тепла в процессе упругопластического деформирования титанового сплава ОТ4-0 на основе контактных и бесконтактных измерений // Вестник ПНИПУ. Механика. 2016. № 1. С. 68—81.

10. Костина А.А., Баяндин Ю.В., Плехов О.А. Моделирование процесса накопления и диссипации энергии при пластическом деформировании металлов // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 1. С. 43—49.

11. Вавилов В.П. Инфракрасная термография и тепловой контроль М.: Спектр. 2009. 544 с.

12. Pieczyska E.A., Maj M., Golasiński K., Staszczak M., Furuta T., Kuramoto S. Thermomechanical studies of yielding and strain localization phenomena of gum metal under tension // Materials. 2018. № 11. C. 567—579.

13. Oliferuk W., Maj M., Zembrzycki K. Determination of the Energy Storage Rate Distribution in the Area of Strain Localization Using Infrared and Visible Imaging // Exp. Mech. 2015. V. 55. P. 753—760.

14. *Maj M., Oliferuk W.* Analysis of plastic strain localization on the basis of strain and temperature fields // Arch. Metall. Mater. 2012. V. 57. P. 1111–1116.

15. Zhang H.X., Wu G.H., Yan Z.F., Guo S.F., Chen P.D., Wang W.X. An experimental analysis of fatigue behavior of AZ31B magnesium alloy welded joint based on infrared thermography // Materials and Design. 2014. V. 55. P. 785–791.

16. Wang X.G., Crupi V., Guo X.L., Zhao Y.G. Quantitative Thermographic Methodology for fatigue assessment and stress measurement // International Journal of Fatigue. 2010. V. 32. No. 12. P. 1970—1976.

17. Williams P., Liakat M., Khonsari M.M., Kabir O.M. A thermographic method for remaining fatigue life prediction of welded joints // Materials and Design. 2013. V. 51. P. 916—923.

18. Sharkeev Yu. P., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Sun Zeming, Zhu Qifang, Danilov V. I., Tolmachev A.I. Microstructure and mechanical properties of Ti–40 mass % Nb alloy after megaplastic deformation effect / AIP Conf. Proc. New York: AIP Publishing LLC, 2015. V. 1683. P. 200–206.

19. Данилов В.И., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Орлова Д.В., Зуев Л.Б. Особенности деформации и разрушения ультрамелкозернистых сплавов на основе титана и циркония // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 4. С. 77—85.

20. Eroshenko A.Yu., Mairambekova A.M., Sharkeev Yu.P., Kovalevskaya Zh.G., Khimich M.A., Uvarkin P.V. Structure, phase composition and mechanical properties in bioinert zirconium-based alloy after severe plastic deformation // Letters on materials. 2017. V. 7. No. 4. P. 469—472.

21. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии / Под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ. 2015. 344 с.

22. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А., Попова Н.А., Курзина И.А. Основы пластической деформации наноструктурных материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. 304 с.

23. Panin V.E. Foundations of physical mesomechanics // Phys. Mesomech. 1998. No.1. P. 5-20.

24. *Hilarov V.L., Slutsker A.I.* Description of the thermoelastic effect in solids in a wide temperature range // Phys Solid State. 2014. No. 56. P. 2493—2495.

25. Шаркеев Ю.П., Данилов В.И., Ерошенко А.Ю., Загуменный А.А., Братчиков А.Д., Легостаева Е.В. Особенности структуры и деформационного поведения объемно-наноструктурного титана, полученного при интенсивной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 7. С. 27—31.

26. Sharkeev Yu.P., Legostaeva E.V., Eroshenko A.Yu., Khlusov I.A., Kashin O.A. The Structure and Physical and Mechanical Properties of a Novel Biocomposite Material, Nanostructured Titanium—Calcium-Phosphate Coating» // Composite Interfaces. 2009. V. 16. P. 535—546.

27. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А., Уваркин П.В., Майрамбекова А.М., Толмачев А.И. Влияние размера структурных элементов и фазового состояния на механические свойства бинарных сплавов систем Ті—Nb и Zr—Nb // Известия Вузов. Физика. 2018. Т. 61. № 10. С. 136—143.

28. Шаркеев Ю.П., Скрипняк В.А., Вавилов В.П., Легостаева Е.В., Козулин А.А., Чулков А.О., Ерошенко А.Ю., Белявская О.А., Скрипняк В.В., Глухов И.А. Особенности микроструктуры, деформации и разрушения биоинертных сплавов на основе циркония и титан-ниобия в различных структурных состояниях // Известия Вузов. Физика. 2018. Т. 61. № 9. С.148—155.

29. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / Справочное издание. М.: Металлургия. 1989. 384 с.

30. *Лариков Л.Н., Юрченко Ю.Ф.* Тепловые свойства металлов и сплавов. Киев: Наукова Думка, 1985. 438 с.

31. Новицкий Л.А., Кожевников И.Г. Теплофизические свойства материалов при низких температурах. М.: Машиностроение, 1975. 216 с.

32. Gorbatov V.I., Polev V.F., Pilugin V. P., Korshunov I.G., Smirnov A.L., Talutz S.G., Brytkov D. A. Thermal diffusivity of submicro- and nanocrystalline niobium, titanium, and zirconium at high temperatures // Нідh Temperature. 2013. V. 51. No. 4. Р. 482—485. 33. Смирнов А.Л., Талуц С.Г., Ивлиев А.Д., Горбатов В.И., Полев В.Ф., Коршунов И.Г. Температуро-

проводность сплавов цирконий–ниобий при высоких температурах. // ТВТ. 2017. Т. 55. № 3. С. 396—401.

34. Горбатов В.И., Полев В.Ф., Коршунов И.Г., Пилюгин В.П., Смирнов А.Л., Талуц С.Г. Температуропроводность субмикро- и нанокристаллических сплавов Zr-2.5%Nb и Zr-50% Nb при высоких температурах // ТВТ. 2016. Т. 54. № 2. С. 311—313.