УДК 539.3

DOI 10.17223/19988621/70/8

В.В. Скрипняк, К.В. Иохим, В.А. Скрипняк

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА В СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ РАСТЯЖЕНИИ¹

Представлены результаты исследования влияния сложного напряженного состояния на механическое поведение и разрушение технически чистого титана BT1-0 (Grade 2) в диапазоне скоростей деформации от 0.1 до 10^3 с^{-1} . Испытания проведены на стенде Instron VHS 40/50-20 на плоских образцах с постоянным сечением рабочей части и образцах с надрезом. Поля деформаций в образце определены методом корреляции цифровых изображений (DIC). Установлено, что пластическая деформация в полосах локализации существенно превышает значение относительного удлинения до разрушения.

Ключевые слова: локализация пластической деформации, технически чистый титан, высокая скорость деформации, механическое поведение, трехосность напряженного состояния.

Технически чистый (ТЧ) титан обладает высокой коррозионной стойкостью, биосовместимостью, стабильностью физико-механических свойств, хорошей деформируемостью и свариваемостью [1–4]. В настоящее время ТЧ-титан используется для изготовления легких, надежных и коррозионностойких деталей механизмов и машин, медицинских имплантатов и оборудования, элементов конструкций авиакосмических и морских транспортных систем. На основе методов интенсивной пластической деформации (ИПД) разработаны технологии, обеспечивающие повышение прочностных свойств ТЧ-титана за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ), нанокристаллической (НК) структур и структуры с бимодальным распределением размеров зерен (УМЗ+НК) [5–8].

Недавние исследования показали, что локализация пластической деформации влияет на механическое поведение ТЧ-титана в крупнокристаллическом и в ультрамелкозернистом состояниях [5–7].

Развитие технологий получения изделий методами экструзии, штамповки, соединений элементов конструкций из ТЧ-титана и других сплавов, металлов или сталей с помощью сварки трением потребовало более полного понимания закономерностей деформации и механического поведения титана в сложном напряженном состоянии в широком диапазоне скоростей деформации.

Было установлено, что закономерности упругопластического деформирования крупнокристаллического ТЧ-титана в широком диапазоне скоростей деформации и температуры подобны закономерностям сплавов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой [9].

В работе [10] установлена пониженная чувствительность напряжения течения у проката ТЧ-титана к скорости деформации при ориентации нагрузки в направ-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-79-00102).

лении проката (RD). В работе [11] обнаружено снижение пластичности и увеличение прочности ТЧ-титана в условиях двухосного квазистатического нагружения. Указанные результаты могут объяснить изменение закономерностей деформационного упрочнения и разупрочнения в условиях локализации деформации. Экспериментальные исследования [12] показали, что при неоднородной пластической деформации в сложном напряженном состоянии ТЧ-титан демонстрирует сильную пластическую анизотропию.

В работе [13] показано, что на стадии образования шейки при растяжении образцов развитие макроскопической пластической деформации определяется формированием полос локализации.

Исследования в [14–16] показали, что в нормальных условиях зависимость предела текучести ТЧ-титана от логарифма нормированной скорости деформации аппроксимируется линейным соотношением в диапазоне скоростей деформации от 10^{-3} до 10^3 с^{-1} . Было установлено, что при растяжении макроскопическая деформация до разрушения крупнокристаллического ТЧ-титана уменьшается с ростом скорости деформации в диапазоне от 10^{-3} до 10^4 с^{-1} [16, 17]. Авторами [17] было показано, что механическое поведение ТЧ-титана при заданных скоростях деформации изменяется с ростом температуры.

Экспериментальные и теоретические данные [18–19] показали существенное влияние температуры, скорости деформации и параметра трехосности напряженного состояния на закономерности разрушения и пластической деформации ТЧ-титана. Результаты исследований показали, что в условиях квазистатического растяжения титановых сплавов предельная деформация до разрушения монотонно уменьшается при увеличении параметра трехосности напряженного состояния.

Одновременная регистрация полей деформации методом корреляции цифровых изображений и поля температуры методом инфракрасной термометрии показала повышение температуры в полосах локализации деформации при растяжении плоских образцов ТЧ-титана в условиях квазистатического нагружения [5–7].

Закономерности локализации пластической деформации и разрушения ТЧ-титана при высокоскоростном растяжении исследованы не достаточно полно.

Цель данной работы состояла в получении новых экспериментальных данных о закономерностях локализации деформации ТЧ-титановых сплавов в сложном напряженном состоянии при высокоскоростном растяжении в диапазоне скоростей деформации от 0.1 до 10^3 с^{-1} .

Материал и условия эксперимента

Технически чистый титан ВТ1-0 был исследован в условиях растяжения со скоростями деформации от 0.1 до 10^3 с^{-1} при комнатной температуре.

Титан имел химический состав в вес. %: Ti ~ 99.45; Si ~ 0.08; Fe ~ 0.25; O ~ 0.2 и находился в поликристаллическом состоянии со средним размером зерна ~ 40 мкм. Образцы были вырезаны из тонколистового проката титана ВТ1-0 вдоль направления проката (RD) электроэрозионным методом. Толщина образцов составляла $0.72 \pm 0.005 \text{ мм}$, а наименьшая ширина $w = 4.85 \pm 0.05 \text{ мм}$. Начальная длина рабочей части L_0 была равна $20.0 \pm 0.1 \text{ мм}$. Надрезы образцов были выполнены с радиусами 10.0, 5.0 и 2.5 мм. На рис. 1 показана геометрия образцов, применявшихся при испытаниях. Минимальная площадь поперечного сечения плоских образцов ($w \times d$) составляла $A_0 = 3.5 \pm 0.03 \text{ мм}^2$.

Рис. 1. Исходная геометрия образцов
Fig. 1. Initial geometry of specimens

Испытания образцов на растяжение с постоянной скоростью деформации проводились при комнатной температуре на высокоскоростном испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (Instron, High Wycombe, Великобритания) с датчиком нагрузки 50 кН. Испытания проводились в режиме управления скоростью захвата при начальных значениях: 0.002 ± 0.00001 , 2 ± 0.01 и 20 ± 0.1 м/с. Растягивающие усилия и смещения до разрушения образцов регистрировались с высоким временным разрешением. Истинное макроскопическое напряжение σ_1^{true} и истинная деформация ε_1^{true} при растяжении образцов определялись по формулам [20, 21]

$$\sigma_1^{true} = (F / A_0)(1 + \Delta L / L_0), \quad (1)$$

$$\varepsilon_1^{true} = \ln(1 + \Delta L / L_0), \quad (2)$$

где F – усилие, A_0 – начальная минимальная площадь поперечного сечения образца, ΔL – удлинение и L_0 – начальная длина рабочей части образца, $\Delta L / L_0$ – относительное удлинение.

Параметр трехосности напряженного состояния определяется по формуле [18–20]

$$\eta = -p / \sigma_{eq}, \quad (3)$$

где $p = -(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3$ – давление, $\sigma_{eq} = [(3/2)(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})]^{1/2}$ – эквивалентное напряжение, σ_{ij} – компоненты тензора напряжения Коши, δ_{ij} – символ Кронекера.

Начальная величина параметра трехосности напряженного состояния η в плоском напряженном состоянии рассчитывалась по формуле [21]

$$\eta = (1 + 2A) / (3\sqrt{A^2 + A + 1}), \quad A = \ln[1 + w / (4R)], \quad (4)$$

где w – минимальная ширина образца в зоне надреза, R – радиус надреза.

Начальные значения параметра η для образцов с гладкой частью равны 0.333, для образцов с радиусами надрезов 10.0 мм, 5.0 мм и 2.5 мм – 0.380, 0.416 и 0.467 соответственно.

Величина главной пластической деформации ε_1^p определялась по формуле

$$\varepsilon_1^p = \varepsilon_1^{true} - \sigma_1^{true} / E, \quad (5)$$

где E – модуль Юнга.

Эквивалентная пластическая деформация в случае одноосного напряженного состояния при растяжении плоских образцов определялась с учетом $\varepsilon_2^p = \varepsilon_3^p = - (1/2) \varepsilon_1^p$ по формуле

$$\varepsilon_{eq}^p = (\sqrt{2}/3) [(\varepsilon_1^p - \varepsilon_2^p)^2 + (\varepsilon_2^p - \varepsilon_3^p)^2 + (\varepsilon_3^p - \varepsilon_1^p)^2]^{1/2} = \varepsilon_1^p. \quad (6)$$

Эквивалентная деформация в случае одноосного напряженного состояния определялась с учетом $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = \varepsilon_1^e$, $\varepsilon_2^e = \varepsilon_3^e = -v \varepsilon_1^e$:

$$\varepsilon_{eq} = [(2/3) [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{1/2}], \quad (7)$$

где v – коэффициент Пуассона.

Для каждого типа образца при скоростях деформации 10^3 , 10^2 и 0.1 с^{-1} было проведено по три испытания. В каждой серии испытаний наблюдались малые значения среднеквадратичного отклонения зарегистрированной скорости деформации, усилий и смещений. Поля деформации плоских образцов при растяжении были получены методом цифровой корреляции изображений (DIC) [22–24].

Для измерения полей смещения методом DIC на поверхность образца были нанесены маркеры путем распыления черной акриловой краски, что позволило сравнить спекл-структуры поверхности в кадрах высокоскоростной регистрации видео. Высокоскоростная камера Phantom V711 (Vision Research – AMETEK Co., Уэйн, Нью-Джерси, США) использовалась для видеозаписи изменения геометрии образца со скоростью 100 тысяч кадров в секунду. Видео было записано в нескольких разрешениях: 1280×800 , 1024×680 и 512×400 пикселей при скоростях деформации 0.1 , 10^2 и 10^3 с^{-1} соответственно.

Размер изображения варьировался в зависимости от разрешения для записи изображений с 250 пикселями вдоль минимальной ширины измерительной части образца. Во всех проведенных DIC-анализах размер подмножества (subset size) был установлен равным 12 пикселям, что привело к получению бесшумных полей деформации [22].

Применение метода DIC позволило определить поле деформации образцов с надрезом и непосредственно наблюдать влияние радиуса надреза на распределение деформации в процессе растяжения.

При определении значений пластической деформации модуль Юнга для технически чистого титана ВТ1-0 принимался равным 112 ГПа, а значение коэффициента Пуассона – 0.32 [9].

Результаты и обсуждение

На рис. 2 показаны диаграммы «истинное напряжение – истинная деформация» и зависимости усилий от перемещений, полученные при обработке экспериментально зарегистрированных изменений усилий и перемещений во времени. На рис. 2, *a* показаны диаграммы для образцов с гладкой рабочей частью, а на рис. 2, *b* – диаграммы усилий от перемещений для образцов с надрезами.

Нисходящие ветви графиков закономерностей деформирования на рис. 2 соответствуют зарождению и росту полос локализации пластической деформации. С ростом параметра трехосности напряженного состояния η и скорости деформации

ции уменьшаются эквивалентные пластические деформации, при которых начинают формироваться полосы локализованной пластической деформации при начальной температуре 295 К.

Рис. 2. Зависимости истинных напряжений от истинных деформаций технически чистого титана ВТ1-0 для образцов с гладкой рабочей частью (а), зависимости усилий от перемещений (б)

Fig. 2. (a) Curves of true stresses versus true strains of commercially pure VT1-0 titanium for smooth specimens and (b) force versus displacement curves

Полученные зависимости истинных напряжений от истинных деформаций дополняют данные, полученные для ТЧ-титана при более низких скоростях деформации [5–7, 19] и при скорости 10^3 с^{-1} [14–16].

На рис. 3 показаны поля деформации ϵ_1 в рабочей части образцов, полученные при растяжении образцов ВТ1-0 с гладкой рабочей частью (а) и при растяжении образцов с надрезами, имеющими радиусы 10, 5 и 2.5 мм (б). Поля деформаций показаны в моменты времени, предшествующие образованию макротрещины.

Рис. 3. Эквивалентные деформации в образцах ТЧ-титана ВТ1-0 с гладкой рабочей частью при растяжении со скоростями деформации 0.1, 10^2 , 10^3 с $^{-1}$ (а) и в образцах с надрезами, имеющими радиусы 10, 5, 2.5 мм (б)

Fig. 3. Equivalent strains (a) in smooth specimens of commercially pure titanium VT1-0 under tension with strain rates of 0.1, 10^2 , and 10^3 s $^{-1}$ and (b) in specimens with notches of different radii: 10, 5, and 2.5 mm

Единая цветовая шкала на рис. 3 использована для сопоставления результатов. Анализ полей деформаций в условиях высокоскоростного растяжения показал, что образованию трещины в рабочей части образцов предшествует образование системы полос локализованной деформации. При растяжении формируются 2 системы сопряженных полос локализации, ориентированных под углом к направлению растяжения, что обусловлено формированием полос в плоскостях действия наибольших сдвиговых напряжений. Отметим, что полосы могут формироваться как под углом к боковой поверхности рабочей части образцов, так и к плоскости. Результаты на рис. 3 демонстрируют, что в зоне пересечения полос локализации достигаются наибольшие локальные значения эквивалентных пластических деформаций. Величины эквивалентных пластических деформаций в зоне полос локализации существенно превышают предельные деформации до разрушения.

С ростом скорости деформации происходит увеличение ϵ_{eq}^p в полосах локализации. Указанный эффект обусловлен снижением сопротивления деформированию из-за разогрева материала в зоне локализации деформации в результате диссипации работы напряжений. Отметим, что невысокие значения коэффициента теплопроводности ТЧ-титана (~ 18.85 Вт/(м·К)), что ниже, чем, например, в алюминиевых сплавах (~ 122 Вт/(м·К)), препятствуют формированию однородного температурного поля в рабочей части образцов. Поэтому в рассмотренных условиях нагружения процесс деформации происходит не в изотермических условиях.

Локальное возрастание температуры в полосах локализации в ТЧ-титана подтверждено в экспериментах с применением метода инфракрасной термометрии [6, 7]. Полученные результаты согласуются с наблюдаемым уменьшением деформационного упрочнения с ростом скорости деформации (см. рис. 2).

При скорости деформации $\sim 10^2 \text{ с}^{-1}$ зона локализации пластического течения формируется при больших степенях деформации, усредненной по рабочей части образцов, чем при 10^3 с^{-1} . Предельные относительные удлинения ТЧ-титана до разрушения при растяжении со скоростью деформации $\sim 10^2 \text{ с}^{-1}$ оказались выше для всех типов образцов, чем при 10^3 с^{-1} .

Результаты, представленные на рис. 2 и 3, свидетельствуют о том, что пластичность ТЧ-титана снижается с увеличением параметра трехосности напряженного состояния η . Полученные результаты показывают, что сложное напряженное состояние оказывает существенное влияние на процессы зарождения, роста и коалесценции повреждений титана при растяжении со скоростями деформации от 0.1 до 10^3 с^{-1} . Отметим, что при скорости деформации 10^3 с^{-1} влияние сложного напряженного состояния на предельную деформацию до разрушения минимально, а локализация начинается при пластической деформации ~ 0.007 . При растяжении со скоростью деформации 10^2 с^{-1} величина деформации до разрушения в большей степени зависела от параметра трехосности напряженного состояния η .

На рис. 4 представлены поля эквивалентных деформаций в образце ТЧ-титана с гладкой рабочей частью при скорости деформации 10^3 с^{-1} в последовательные моменты времени (а) и (б). Результаты свидетельствуют о неоднородности распределения деформаций в рабочей части растягиваемого образца. Локальные значения эквивалентной деформации в зоне полос локализации пластической деформации существенно отличались от усредненных деформаций в рабочей части образца.

Рис. 4. Поля эквивалентной деформации в гладком образце при растяжении со скоростью деформации 10^3 с^{-1} , при удлинениях 2 (а) и 4.5 мм (б)

Fig. 4. Equivalent strain fields in a smoothed specimen under tension at a strain rate of 10^3 s^{-1} with elongations of (а) 2 and (б) 4.5 mm

На рис. 5 показаны поля эквивалентной деформации в гладких образцах при растяжении со скоростью деформации 10^2 с^{-1} .

На рис. 4, а и 5, а показаны поля эквивалентной деформации в момент начала формирования шейки, а на рис. 4, б и 5, б – перед зарождением трещины. Зарож-

дение повреждений при высокоскоростной деформации при $\eta \approx 0.333$ начинается в зоне выхода полос на границы образцов (см. рис. 4, *b*, 5, *b*). Когда полосы становятся стационарными, в одной из них эквивалентная пластическая деформация резко возрастает, ширина уменьшается до субмиллиметровых размеров. Центральная часть образца продолжает пластически деформироваться при снижающемся напряжении до $\sim 15\%$ вплоть до полного разрушения образца.

Рис. 5. Поля эквивалентной деформации в гладком образце при растяжении со скоростью деформации 10^2 с^{-1} , при удлинениях 3 (*a*) и 5.8 мм (*b*)

Fig. 5. Equivalent strain fields in a smoothed specimen under tension at a strain rate of 10^2 s^{-1} with elongations of (*a*) 3 and (*b*) 5.8 mm

С ростом параметра η в области надрезов ускоряется формирование полос локализации и снижаются эффективные макроскопические деформации до разрушения.

На рис. 6 и 7 показаны поля эквивалентной деформации при растяжении образцов с радиусом надреза 5 мм при скоростях деформации 10^2 и 10^3 с^{-1} соответственно. В зоне концентраторов напряжений (при $\eta \sim 0.416$) повреждения зарождаются в области пересечения полос локализации пластических сдвигов (см. рис. 6, *b* и 7, *b*).

Полученные результаты согласуются с данными, полученными при квазистатическом растяжении, и расширяют понимание закономерностей развития локализации пластической деформации при высокоскоростном растяжении [10, 12–14].

При увеличении параметра η до ~ 0.467 (радиус надреза образцов 2.5 мм) трещина зарождается в области пересечения полос локализации в центральной зоне образца и распространяется к его поверхности.

Полученные результаты свидетельствуют о вязком характере разрушения сплава ВТ1-0 при скоростях деформации до 10^3 с^{-1} .

Возрастание скорости деформации от 10^2 до 10^3 с^{-1} приводит к существенному (от 80 до 100 %) расхождению относительного остаточного удлинения δ ТЧ-титана и деформаций, реализующихся в полосах локализации при зарождении

трещины, как показано на рис. 6(b) и 7(b). В диапазоне скоростей деформации от 10^2 до 10^3 с^{-1} увеличение параметра трехосности напряженного состояния от $\eta \sim 0.333$ до 0.467 приводит к уменьшению удлинения ТЧ-титана до разрушения более чем на порядок.

Рис. 6. Поля эквивалентной деформации в образце с надрезом при растяжении со скоростью деформации 10^2 с^{-1} при удлинениях 0.39 (a) и 0.84 мм (b)

Fig. 6. Equivalent strain fields in a notched specimen under tension at a strain rate of 10^2 s^{-1} with elongations of (a) 0.39 and (b) 0.84 mm

Рис. 7. Поля эквивалентной деформации в образце с надрезом при растяжении со скоростью деформации 10^3 с^{-1} при удлинениях 0.73 (a) и 1.56 мм (b)

Fig. 7. Equivalent strain fields in a notched specimen under tension at a strain rate of 10^3 s^{-1} with elongations of (a) 0.73 and (b) 1.56 mm

Заключение

Закономерности локализации пластической деформации технически чистого титана марки ВТ1-0 исследованы при растяжении плоских образцов со скоростями деформации 0.1 , 10^2 и 10^3 с⁻¹ на сервогидравлическом стенде Instron VHS 40/50-20. Для исследования влияния сложного напряженного состояния на развитие локализации деформации использовались образцы с надрезами, имевшими радиусы 10, 5, 2.5 мм.

Видеорегистрация процесса растяжения образцов со скоростью до 100 тысяч кадров в секунду проводилась камерой Phantom V 711. Поля деформаций в рабочей части образца исследовались методом корреляции цифровых изображений (DIC).

В результате прямых наблюдений было установлено, что магистральная трещина в образцах ТЧ-титана ВТ1-0 зарождалась в зоне пересечения стационарных полос локализованной деформации.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что величина эквивалентной пластической деформации в полосах локализации существенно превышает значения относительного остаточного удлинения δ ТЧ-титана в условиях высокоскоростного растяжения.

С ростом скорости деформации от 10^2 до 10^3 с⁻¹ влияние параметра трехосности напряженного состояния на величину предельной деформации до разрушения уменьшается.

Было показано, что влияние скорости деформации на предельные деформации до разрушения имеет немонотонный характер.

Анализ полей деформации в рабочей части образцов показал, что степень равномерной деформации рабочей части снижается с ростом скорости деформации. При скоростях деформации выше 10^3 с⁻¹ формирование полос локализованного сдвига происходит при начале пластического течения.

Технически чистый титан разрушается за счет зарождения, роста и слияния повреждений в полосах локализованной пластической деформации. Результаты подтверждают, что разрушение технически чистого титана имеет вязкий характер при скоростях деформации от 0.1 до 10^3 с⁻¹, при значениях параметра трехосности напряжений $0.333 \leq \eta < 0.467$ и при температуре, близкой к 295 К.

ЛИТЕРАТУРА

1. Naseri R., Kadkhodayan M., Shariati M. Static mechanical properties and ductility of biomedical ultrafine-grained commercially pure titanium produced by ECAP process // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017. V. 27. No. 9. P. 1964–1975. DOI: 10.1016/s1003-6326(17)60221-8.
2. Fonda R.W., Knippling K.E., Levinson A.J., Feng C.R. Enhancing the weldability of CP titanium friction stir welds with elemental foils // Science and Technology of Welding and Joining. 2019. P. 1–7. DOI: 10.1080/13621718.2019.1577034.
3. Li W.-Y., Ma T., Li J. Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters // Materials & Design. 2010. V. 31. No. 3. P. 1497–1507. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.08.023.
4. Wang X.Y., Li W.Y., Ma T.J., Vairis A. Characterization studies of linear friction welded titanium joints // Materials & Design. 2017. V. 116. P. 115–126. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.12.005.
5. Sharkeev Yu.P., Legostaeva E.V., Vavilov V.P., Skripnyak V.A., Belyavskaya O.A., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Chulkov A.A., Kozulin A.A., Skripnyak V.V. Regular features of stage formation in the stress strain curves and microstructure in the zone of fracture of coarse-grained and ultrafine-grained titanium and zirconium alloys // Russian Physics Journal. 2019. V. 62. No. 8. P. 1349–1356. DOI: 10.1007/s11182-019-01854-1.

6. Sharkeev Y., Vavilov V., Skripnyak V.A., Belyavskaya O., Legostaeva E., Kozulin A., Chulkov A., Sorokoletov A., Skripnyak V.V., Eroshenko A., Kuimova M. Analyzing the deformation and fracture of bioinert titanium, zirconium and niobium alloys in different structural states by the use of infrared thermography // *Metals*. 2018. V. 8. No. 9. Article number 703. DOI: 10.3390/met8090703.
7. Sharkeev Y.P., Vavilov V.P., Belyavskaya O.A., Skripnyak V.A., Nesteruk D.A., Kozulin A.A., Kim V.M. Analyzing deformation and damage of VT1-0 titanium in different structural states by using infrared thermography // *Journal of Nondestructive Evaluation*. 2016. V. 35. Article number 42. DOI: 10.1007/s10921-016-0349-5.
8. Skripnyak V.A., Skripnyak N.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.V. Influence of grain size distribution on the mechanical behavior of light alloys in wide range of strain rates // *AIP Conf. Proc.* 2017. V. 1793. Article number 110001. DOI: 10.1063/1.4971664.
9. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps*. Pergamon Press: Oxford, UK, 1982.
10. Lee M.-S., Hyun Y.-T., Jun T.-S. Global and local strain rate sensitivity of commercially pure titanium // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. V. 803. P. 711–720. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.319.
11. Srinivasan N., Velmurugan R., Kumar R., Singh S. K., Pant B. Deformation behavior of commercially pure (CP) titanium under equi-biaxial tension. *Materials Science and Engineering: A*. 2016. V. 674. P. 540–551. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.018.
12. Zhai J., Luo T., Gao X., Graham S.M., Knudsen E. Modeling the ductile damage process in commercially pure titanium // *International Journal of Solids and Structure*. 2016. V. 91. P. 26–45. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2016.04.031.
13. Tu S., Ren X., He J., Zhang Z. Stress-strain curves of metallic materials and post-necking strain hardening characterization: A review // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2019. P. 1–17. DOI: 10.1111/ffe.13134.
14. Chichili D.R., Ramesh K.T., Hemker K.J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling // *Acta Materialia*. 1998. V. 46. No. 3. P. 1025–1043. DOI: 10.1016/s1359-6454(97)00287-5.
15. Meyers M.A., Subhash G., Kad B.K., Prasad L. Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium // *Mechanics of Materials*. 1994. V. 17. No. 2–3. P. 175–193. DOI: 10.1016/0167-6636(94)90058-2.
16. Luan Q., Britton T.B., Jun T.S. Strain rate sensitivity in commercial pure titanium: The competition between slip and deformation twinning // *Materials Science and Engineering A*. 2018. V. 734. P. 385–397. DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.010.
17. Huang W., Zan X., Nie X., Gong M., Wang Y., Xia Y. Experimental study on the dynamic tensile behavior of a polycrystal pure titanium at elevated temperatures // *Materials Science and Engineering: A*. 2007. V. 443. P. 33–41. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.041.
18. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality // *Metals*. 2020. V. 10. No. 3. P. 305–1–305-24. DOI: 10.3390/met10030305.
19. Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. The influence of stress triaxiality on ductility of α titanium alloy in a wide range of strain rates // *Materials Physics and Mechanics*. 2019. V. 42. No. 4. P. 415–422. DOI: 10.18720/MPM.4242019_6.
20. Bai Y., Wierzbicki T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence // *International Journal of Plasticity*. 2008. V. 24. P. 1071–1096. DOI: 10.1016/j.jiplas.2007.09.004.
21. Bai Y., Teng X., Wierzbicki T. On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing // *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2009. V. 131. Article number 021002. DOI: 10.1115/1.3078390.
22. Blaber J., Adair B., Ncorr A.A. Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software // *Experimental Mechanics*. 2015. V. 55. P. 1105–1122. DOI: 10.1007/s11340-015-0009-1.
23. Zheng G., Tang B., Zhou Q., Mao X., Dang R. Development of a flow localization band and texture in a forged near- α titanium alloy // *Metals*. 2020. V. 10. Article number 121. DOI: 10.3390/met10010121.

24. Lindner D., Mathieu F., Hild F., Allix O., Minh C.-H., Paulien-Camy O. On the evaluation of stress triaxiality fields in a notched titanium alloy sample via integrated digital image correlation // Journal of Applied Mechanics. 2015. V. 82. Article number 071014. DOI: 10.1115/1.4030457.

Статья поступила 12.02.2021

Skripnyak V.V., Iokhim K.V., Skripnyak V.A. (2021) LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION IN COMMERCIALY PURE TITANIUM IN A COMPLEX STRESS STATE UNDER HIGH-SPEED TENSION. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika* [Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics]. 70. pp. 89–102

DOI 10.17223/19988621/70/8

Keywords: localization of plastic deformation, commercially pure titanium, high strain rate, mechanical behavior, stress triaxiality.

In this work, the effect of a triaxiality stress state on the mechanical behavior and fracture of commercially pure titanium VT1-0 (Grade 2) in the range of strain rates from 0.1 to 1000 s⁻¹ is studied. Tensile tests are carried out using a servo-hydraulic testing machine Instron VHS 40 / 50-20 on flat specimens with a constant cross-sectional area and on flat specimens with a notch. To study the effect of the complex stress state on the ultimate deformation before fracture, the samples with the notch of various radii (10, 5, 2.5 mm) are used in the experiments. Phantom V711 is employed for high-speed video registration of specimen's deformation. Deformation fields in a working part of the sample are investigated by the digital image correlation method. It is shown that the effect of the strain rate on the ultimate deformations before fracture has a non-monotonic behavior. An analysis of strain fields in the working part of the samples shows that the degree of uniform deformation of the working part decreases with an increase in the strain rate. At strain rates above 1000 s⁻¹, the shear bands occur at the onset of a plastic flow. Commercially pure titanium undergoes fracture due to the nucleation, growth, and coalescence of damages in the bands of localized plastic deformation oriented along the maximum shear stresses. The results confirm that the fracture of commercially pure titanium exhibits ductile behavior at strain rates varying from 0.1 to 1000 s⁻¹, at a triaxiality stress parameter in the range of 0.333 ≤ η < 0.467, and at a temperature close to 295 K.

Financial support: This work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 20-79-00102.

Vladimir V. SKRIPNYAK (Candidate of Physics and Mathematics, Associate Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: skrp2012@yandex.ru

Kristina V. IOKHIM (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: iokhim.k@mail.ru

Vladimir A. SKRIPNYAK (Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: skrp2006@yandex.ru

REFERENCES

1. Naseri R., Kadkhodayan M., Shariati M. (2017) Static mechanical properties and ductility of biomedical ultrafine-grained commercially pure titanium produced by ECAP process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 27(9). pp.1964–1975. DOI: 10.1016/s1003-6326(17)60221-8.
2. Fonda R.W., Knipling K.E., Levinson A.J., Feng C.R. (2019) Enhancing the weldability of CP titanium friction stir welds with elemental foils. *Science and Technology of Welding and Joining*. pp. 1–7. DOI: 10.1080/13621718.2019.1577034.

3. Li W.-Y., Ma T., Li J. (2010) Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters. *Materials & Design*. 31(3). pp. 1497–1507. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.08.023.
4. Wang X.Y., Li W.Y., Ma T.J., Vairis A. (2017) Characterisation studies of linear friction welded titanium joints. *Materials & Design*. 116. pp. 115–126. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.12.005.
5. Sharkeev Yu.P., Legostaeva E.V., Vavilov V.P., Skripnyak V.A., Belyavskaya O.A., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Chulkov A.A., Kozulin A.A., Skripnyak V.V. (2019) Regular features of stage formation in the stress strain curves and microstructure in the zone of fracture of coarse-grained and ultrafine-grained titanium and zirconium alloys. *Russian Physics Journal*. 62(8). pp. 1349–1356. DOI: 10.1007/s11182-019-01854-1.
6. Sharkeev Y., Vavilov V., Skripnyak V.A., Belyavskaya O., Legostaeva E., Kozulin A., Chulkov A., Sorokoletov A., Skripnyak V.V., Eroshenko A., Kuimova M. (2018) Analyzing the deformation and fracture of bioinert titanium, zirconium and niobium alloys in different structural states by the use of infrared thermography. *Metals*. 8(9). Article 703. pp. 1–15. DOI: 10.3390/met8090703.
7. Sharkeev Y.P., Vavilov V.P., Belyavskaya O.A., Skripnyak V.A., Nesteruk D.A., Kozulin A.A., Kim V.M. (2016) Analyzing deformation and damage of VT1-0 titanium in different structural states by using infrared thermography. *Journal of Nondestructive Evaluation*. 35. Article 42. DOI: 10.1007/s10921-016-0349-5.
8. Skripnyak V.A., Skripnyak N.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.V. (2017) Influence of grain size distribution on the mechanical behavior of light alloys in wide range of strain rates. *AIP Conference Proceedings*. 1793. Article 110001. DOI: 10.1063/1.4971664.
9. Frost H.J., Ashby M.F. (1982) *Deformation-Mechanism Maps*. Oxford: Pergamon Press.
10. Lee M.-S., Hyun Y.-T., Jun T.-S. (2019) Global and local strain rate sensitivity of commercially pure titanium. *Journal of Alloys and Compounds*. 803. pp. 711–720. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.319.
11. Srinivasan N., Velmurugan R., Kumar R., Singh S.K., Pant B. (2016) Deformation behavior of commercially pure (CP) titanium under equi-biaxial tension. *Materials Science and Engineering: A*. 674. pp. 540–551. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.018.
12. Zhai J., Luo T., Gao X., Graham S.M., Knudsen E. (2016) Modeling the ductile damage process in commercially pure titanium. *International Journal of Solids and Structures*. 91. pp. 26–45. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2016.04.031.
13. Tu S., Ren X., He J., Zhang Z. (2019) Stress–strain curves of metallic materials and post-necking strain hardening characterization: A review. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. pp. 1–17. DOI: 10.1111/ffe.13134.
14. Chichili D.R., Ramesh K.T., Hemker K.J. (1998) The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. *Acta Materialia*. 46(3). pp. 1025–1043. DOI: 10.1016/s1359-6454(97)00287-5.
15. Meyers M.A., Subhash G., Kad B.K., Prasad L. (1994) Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium. *Mechanics of Materials*. 17(2–3). pp. 175–193. DOI: 10.1016/0167-6636(94)90058-2.
16. Luan Q., Britton T.B., Jun T.-S. (2018) Strain rate sensitivity in commercial pure titanium: The competition between slip and deformation twinning. *Materials Science and Engineering A*. 734. pp. 385–397. DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.010.
17. Huang W., Zan X., Nie X., Gong M., Wang Y., Xia Y. (2007) Experimental study on the dynamic tensile behavior of polycrystalline pure titanium at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 443. pp. 33–41. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.041.
18. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. (2020) Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality. *Metals*. 10(3). Article 305. pp. 1–24. DOI: 10.3390/met10030305.
19. Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. (2019) The influence of stress triaxiality on ductility of α titanium alloy in a wide range of strain rates. *Materials Physics and Mechanics*. 42(4). pp. 415–422. DOI: 10.18720/MPM.4242019_6.

20. Bai Y., Wierzbicki T. (2008) A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of. Plasticity*. 24. pp. 1071–1096. DOI: 10.1016/j.ijplas.2007.09.004.
21. Bai Y., Teng X., Wierzbicki T. (2009) On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing. *Journal Engineering Materials and Technology*. 131. Article 021002. DOI: 10.1115/1.3078390.
22. Blaber J., Adair B., Ncorr A.A. (2015) Open Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software. *Experimental Mechanics*. 55. pp. 1105–1122. DOI: 10.1007/s11340-015-0009-1.
23. Zheng G., Tang B., Zhou Q., Mao X., Dang R. (2020) Development of a flow localization band and texture in a forged near- α titanium alloy. *Metals*. 10. Article 121. DOI: 10.3390/met10010121.
24. Lindner D., Mathieu F., Hild F., Allix O., Minh C.-H., Paulien-Camy O. (2015) On the evaluation of stress triaxiality fields in a notched titanium alloy sample via integrated digital image correlation. *Journal Applied Mechanics*. 82. Article 071014. DOI: 10.1115/1.4030457.

Received: February 12, 2021