

## Mechanical behavior of the Zr-1%Nb alloy at high strain rates and stress triaxiality from 0.33 to 0.5

N. V. Skripnyak<sup>†</sup>, M. O. Chirkov

<sup>†</sup>natali.skrp@mail.ru

National Research Tomsk State University, 36 Lenin Av., Tomsk, 634050, Russia

It is important to know the patterns of a damage nucleation and fracture of the Zr-1% Nb zirconium alloy at high strain rates and in the presence of stress concentrators for the design of new critical structures of nuclear reactors, fuel claddings and pressure pipes. In this research the influence of the strain rate in the range from 0.1 to  $10^3 \text{ s}^{-1}$  on the plastic deformation resistance and the fracture character of the Zr-1% Nb alloy under tension at room temperature and the stress triaxiality parameter  $0.33 < \eta < 0.5$  was studied. The tests were carried out using an Instron VHS 40/50-20 servo-hydraulic testing machine on flat specimens with a smooth and notched gage parts. Video recording of the process of sample tension was carried out by the Phantom V711 camera at speed of recording of 100 000 frames per second. Strain fields in gage zone of specimens at  $10^2$  and  $10^3 \text{ s}^{-1}$  obtained by the Digital Images Correlation method. It was shown that the dynamic fracture of the Zr-1% Nb alloy is the result of nucleation and growth of damage in localized shear bands. Using numerical modeling, the evolution of damage and fracture of samples under high-speed tension is analyzed. It is shown that strain localization bands begin to develop in the incision zone at lower macroscopic strains. The location of the plastic strain localization bands and their intersection in the separation zone determines the orientation of the cracks near the stress concentrator zone.

**Keywords:** high strain rate, fracture, localization of deformation, zirconium-niobium alloys, stress triaxiality.

УДК: 539.5

## Механическое поведение сплава Zr-1% Nb при высоких скоростях деформации и параметрах трехосности напряженного состояния от 0.33 до 0.5

Скрипняк Н. В.<sup>†</sup>, Чирков М. О.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, Томск, 634050, Россия

Закономерности повреждения и разрушения сплава циркония Zr-1% Nb при наличии концентраторов напряжений и высоких скоростях деформации важно знать для проектирования ответственных конструкций ядерных реакторов, оболочек тепловыделяющих элементов и напорных труб. В данной работе влияние скорости деформации в диапазоне от 0.1 до  $1000 \text{ c}^{-1}$  на сопротивление пластической деформации и характер разрушения сплава Zr-1% Nb при растяжении было исследовано при комнатной температуре и значениях параметра трехосности напряженного состояния  $0.33 < \eta < 0.5$ . Испытания проведены с помощью сервогидравлического испытательного стенда Instron VHS 40/50-20 на плоских образцах с гладкой рабочей частью и образцах с надрезами. Видеорегистрация процесса растяжения образцов проводилась с помощью камеры Phantom V711 со скоростью 100 000 кадров в секунду. Методом корреляции цифровых изображений, полученных при высокоскоростной видеорегистрации процесса растяжения образцов, получены данные о полях деформации и формировании зон локализации при скоростях деформации  $10^2$  и  $10^3 \text{ c}^{-1}$ . Определены зависимости истинных напряжений и истинных деформаций при испытаниях сплава Zr-1% Nb со скоростями деформации от 0.1 до  $1000 \text{ c}^{-1}$ . Получены данные об эволюции во времени полей деформации в их рабочей части образцов. Показано, что динамическое разрушение сплава Zr-1% Nb является результатом зарождения и роста повреждений в локализованных полосах сдвига. С применением численного моделирования проведен анализ эволюции повреждений и разрушения образцов при высокоскоростном растяжении.

Показано, что полосы локализации деформации начинают развиваться в зоне надрезов при меньших значениях макроскопических деформаций. Расположение полос локализации пластической деформации и их пересечение в зоне отрыва определяет ориентацию трещин вблизи зоны концентратора напряжений.

**Ключевые слова:** высокоскоростная деформация, разрушение, локализация деформации, цирконий-ниобиевые сплавы, трехосность напряженного состояния.

## 1. Введение

Сплав Zr-1%Nb используется для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов, трубопроводов и других конструкций ядерного энергетического оборудования. Результаты исследований свидетельствуют, что характер разрушения ГПУ поликристаллических металлов и сплавов, к которым относится сплав Zr-1%Nb, зависит от температуры, скорости деформации, параметра трехосности напряженного состояния [1–4], и что деформация разрушения монотонно уменьшается при увеличении трехосности напряжений при квазистатическом растяжении циркониевых сплавов [5,6]. Было обнаружено, что величина деформации до разрушения уменьшается с ростом скорости деформации в диапазоне от  $10^{-3}$  до  $10^4$  с $^{-1}$  [1].

Цель данной работы состояла в исследовании закономерностей развития пластических деформаций и развития повреждений на мезоскопическом уровне в сплаве Zr-1%Nb при растяжении с высокими скоростями деформации, экспериментальными методами и методом компьютерного моделирования с учетом кинетики повреждений.

## 2. Материал и условия эксперимента

Были исследованы закономерности механического поведения сплава Zr-1%Nb при растяжении в диапазоне скоростей деформации от 0.1 до  $10^3$  с $^{-1}$  при комнатной температуре. Сплав имел химический состав в вес. %: Zr ~ 96.54; Nb ~ 1.01; Mo ≤ 0.32; W ≤ 0.1; Fe ≤ 0.29; Ti ≤ 0.88 и находился в поликристаллическом состоянии со средним размером зерна ~ 40 мкм. В зернах α-Zr и в зернограницной фазе присутствовали дисперсные частицы β-Nb. Образцы были вырезаны из тонколистового проката сплава Zr-1%Nb (Э110) электроэрозионным методом. Толщина образцов  $d$  составляла  $0.35 \pm 0.01$  мм, а наименьшая ширина  $w$  — 6 мм. Начальная длина рабочей части  $L_0$  была равна  $20 \pm 0.1$  мм. На Рис. 1 показана геометрия образцов, применявшихся при испытаниях. Минимальная площадь поперечного сечения плоских образцов ( $w \times d$ ) составляла  $A_0 = 2.1 \pm 0.06$  мм $^2$ .

Испытания на растяжение проводились в диапазоне скоростей деформации ( $0.1 \div 10^3$  с $^{-1}$ ) при комнатной температуре на высокоскоростном испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (Instron, High Wycombe, Великобритания) с датчиком нагрузки 50 кН в режиме управления скоростью захвата  $0.002 \pm 0.0002$ ,  $2 \pm 0.01$  и  $20 \pm 0.1$  м/с. Растягивающее усилие и смещения регистрировали с высоким временным разрешением вплоть до разрушения образца. Истинное напряжение

$\sigma_1^{\text{true}}$  и истинная деформация  $\epsilon_1^{\text{true}}$  определялись по формулам [7]:

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

$$\epsilon_1^{\text{true}} = \ln(1 + \Delta L / L_0), \quad (2)$$

где  $F$  — растягивающее усилие,  $A_0$  — начальная минимальная площадь поперечного сечения образца,  $\Delta L$  — удлинение и  $L_0$  — начальная длина рабочей части образца.

Параметр трехосности напряженного состояния  $\eta$  определяется по формуле [5]:

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

где  $p = -(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3$  — гидростатическое давление,  $\sigma_{\text{eq}} = [(3/2)(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})]^{1/2}$  — эквивалентное напряжение,  $\sigma_{ij}$  — компоненты тензора напряжения,  $i, j = 1, 2, 3$ .

Начальная величина  $\eta$  рассчитывалась по формуле в плоском напряженном состоянии [8]:

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

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

Для каждого типа образца были проведены по три испытания для каждой из скоростей деформации  $10^3$ ,  $10^2$ , 10 и 0.1 с $^{-1}$ . В каждой серии испытаний наблюдалась высокая степень воспроизводимости скорости деформации, усилий и смещений. Поля деформации образцов при растяжении были получены методом цифровой корреляции изображений (Digital Image Correlation — DIC). Для регистрации деформации образца использовалась камера Phantom V711 (Vision Research—AMETEK Co., Уэйн, Нью-Джерси, США) со скоростью  $10^5$  кадров в секунду. Видео было записано в нескольких разрешениях:  $1280 \times 800$ ,  $1024 \times 680$  и  $512 \times 400$  пикселей при скоростях деформации 0.1, 100 и  $10^3$  с $^{-1}$ , соответственно [9,10]. Применение

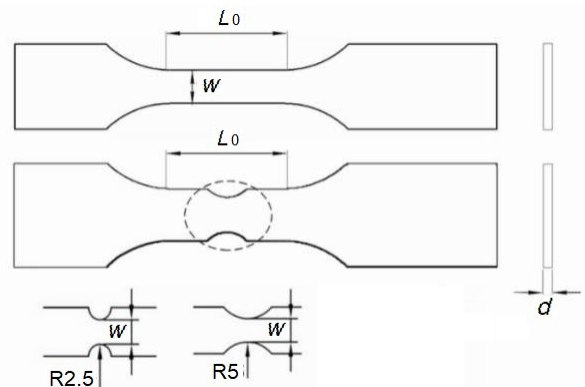


Рис. 1. Исходная геометрия образца.

Fig. 1. Initial geometry of specimen.

метода DIC позволило определить поле деформации образцов с надрезом и непосредственно наблюдать влияние радиуса надреза на распределение деформации при растяжении со скоростью до 20 м/с.

### 3. Вычислительная модель

Для анализа напряженного состояния, полей деформаций и развития трещин в образцах сплава Zr-1%Nb при высокоскоростном растяжении применялось компьютерное моделирование. Механическое поведение плоских образцов при растяжении описывалось системой уравнений сохранения массы, импульса и энергии, кинематическим уравнением и определяющими уравнениями в рамках модели, позволяющей прогнозировать в широком диапазоне температур и скоростей деформации развитие пластической деформации ГПУ сплавов [10].

Напряжение пластического течения было описано уравнением:

$$\sigma_s = (\sigma_{s0} + k_{hp} d_g^{-1/2}) \exp\{C_1 \sqrt{1 - T/T_m}\} + C_2 \sqrt{1 - \exp\{-k_0 \varepsilon_{eq}^p\}} \exp\{-C_3 T\} \exp\{C_4 T \ln(\dot{\varepsilon}_{eq} / \dot{\varepsilon}_{eq0})\}, \quad (5)$$

$$\sigma_{s0} = \sigma_0 + \frac{\mu b}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \frac{1}{L_{inc}} \ln\left(\frac{d_{inc}}{b}\right), \quad (6)$$

где  $\sigma_s$  — напряжение течения,  $\sigma_{s0}$ ,  $k_{hp}$ ,  $k_0$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $C_3$ ,  $C_4$  — параметры материала,  $d_g$  — средний размер зерна,  $\dot{\varepsilon}_{eq} = [(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}]^{1/2}$ ,  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  — компоненты тензора скорости деформации,  $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$  — компоненты тензора скорости пластической деформации,  $\varepsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p dt$  — интенсивность пластической деформации,  $\varepsilon_{eq0} = \gamma_1 \exp\{-T/\gamma_2\} + \gamma_3$ ,  $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$  — постоянные материала,  $\nu$  — коэффициент Пуассона,  $\sigma_0$  — параметр, зависящий от предыстории воздействий на материал,  $b$  — модуль вектора Бюргерса,  $d_{inc}$  — средний размер дисперсных частиц Nb,  $L_{inc}$  — среднее расстояние между дисперсными частицами,  $T$  — температура в К,  $T_m$  — температура плавления,  $\mu(T)$  — модуль сдвига.

$$\mu(T) = \mu_0(1 - k_\mu T), \quad (273K < T < 1155K), \quad (7)$$

где  $\mu_0$ ,  $k_\mu$  — постоянные материала.

При моделировании деформации образцов сплава Zr-1%Nb были использованы параметры материала:  $\sigma_{s0} = 0.02$  ГПа,  $C_1 = 3.85$ ,  $C_2 = 0.56$  ГПа,  $C_3 = 0.0016$  К<sup>-1</sup>,  $C_4 = 0.00009$  К<sup>-1</sup>,  $k_0 = 8.5$ ,  $T_m = 1875$  К,  $\gamma_1 = 2115$  с<sup>-1</sup>,  $\gamma_2 = 38.2$  К,  $\gamma_3 = 9.8 \cdot 10^{-5}$  с<sup>-1</sup>,  $\nu = 0.33$ ,  $\mu_0 = 38.7$  ГПа,  $k_\mu = 5.45 \cdot 10^{-4}$  К<sup>-1</sup>,  $d_g = 40$  мкм,  $b = 0.323$  нм,  $d_{inc} = 40$  нм,  $L_{inc} = 200$  нм [11,12].

Напряжение течения в среде с повреждениями структуры на мезоскопическом уровне определялось с использованием потенциала, предложенного в [13]:

$$(\sigma_{eq}^2 / \sigma_s^2) + 2q_1 f^* \cosh(-q_2 p / 2\sigma_s) - 1 - q_3 (f^*)^2 = 0, \quad (8)$$

где  $\sigma_s$  — предел текучести,  $q_1$ ,  $q_2$  и  $q_3$  — параметры материала,  $p$  — давление,  $f^*$  — параметр поврежденности.

Для моделирования развития повреждений и вязкого разрушения сплава была использована кинетическая модель [6,9]. Предполагалось, что зарождение повреждений в материале связано с развитием пластических

деформаций и может быть описано кинетическими уравнениями (9) [9].

$$\begin{aligned} \dot{f} &= \dot{f}_{nuc} + \dot{f}_{growth}, \\ \dot{f}_{nuc} &= \varepsilon_{eq}^p (f_N / s_N) \exp\{-0.5[(\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N) / s_N]^2\}, \\ \dot{f}_{growth} &= (1 - f) \dot{\varepsilon}_{kk}^p, \end{aligned} \quad (9)$$

где  $\dot{f}$ ,  $\dot{f}_{nuc}$ ,  $\dot{f}_{growth}$  — скорости изменения, зарождения и роста повреждений, соответственно,  $f_N$  — постоянная материала,  $\dot{\varepsilon}_{kk}^p$  — первый инвариант тензора скорости пластической деформации,  $\varepsilon_N$  и  $s_N$  — средняя деформация, при которой зарождаются повреждения, и стандартное отклонение, соответственно. Количество зародившихся повреждений зависит от величины параметра  $f_N$ . Эволюция повреждения материала описывается соотношениями:

$$\begin{aligned} f^* &= f \quad \text{при} \quad f \leq f_c; \\ f^* &= f_c + (\bar{f}_F - f_c) / (f_F - f_c) \quad \text{при} \quad f > f_c, \end{aligned} \quad (10)$$

где  $\bar{f}_F = (q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}) / q_3$ ,  $f_c$  — параметр материала,  $f^*$  — относительный объем повреждений.

Образование мезоскопической трещины происходит в результате слияния повреждений. Этот процесс сопровождается релаксацией напряжений и увеличением скорости роста относительного объема повреждений  $f^*$ . Разрушение тела происходит, когда трещина разделяет тело на несвязанные фрагменты.

Параметры модели для сплава Zr-1%Nb были определены из условия согласования результатов моделирования с экспериментальными диаграммами деформирования. Для описания эволюции повреждений Zr-1%Nb использованы значения параметров:  $q_1 = 1.3$ ,  $q_2 = 1.0$ ,  $q_3 = 1.69$ ,  $f_0 = 0$ ,  $f_N = 0.2$ ,  $f_c = 0.035$ ,  $f_F = 0.4$ ,  $\varepsilon_N = 0.28$ ,  $s_N = 0.1$ . Сеточная модель образца показана на Рис. 2.

Граничные условия, соответствующие одноосному растяжению плоских образцов в направлении ОХ<sub>2</sub> с постоянной скоростью  $v_0$ , заданы на частях поверхности образца  $S_k$ ,  $k = 1 \div 6$ :

$$\begin{aligned} u_1|_{S_1} &= 0, u_1|_{S_3} = 0, u_2|_{S_1} = 0, u_2|_{S_3} = v_0, u_3|_{S_1} = 0, u_3|_{S_3} = 0, \\ \sigma_{ij}|_{S_2 \cup S_4 \cup S_5 \cup S_6} &= 0, \end{aligned} \quad (11)$$

где  $u_i|_{S_k}$  — компоненты вектора скорости на поверхности  $S_k$ ,  $\sigma_{ij}$  — компоненты тензора напряжения.

Начальные условия соответствовали свободному от напряжений состоянию материала в однородном температурном поле. Компьютерное моделирование

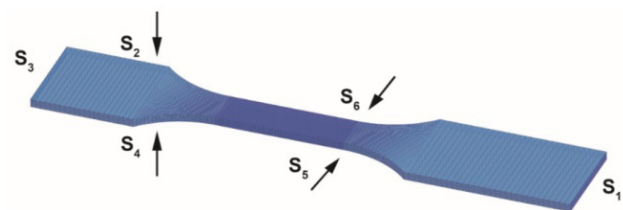


Рис. 2. Схема граничных условий.

Fig. 2. Scheme of boundary conditions.

проводилось с использованием конечно-разностной схемы второго порядка точности в LS DYNA (ANSYS WB 15.2, ANSYS, Inc., Canonsburg, PA, USA). В центральной зоне образцов с надрезами была применена мелкая конечно-разностная сетка с размером 0.06 мм, а в других зонах — применялась сетка с размером 0.5 мм.

#### 4. Результаты и обсуждение

На Рис. 3 показаны зависимости истинных напряжений  $\sigma_{1\text{true}}$  от истинных деформаций  $\varepsilon_{1\text{true}}$ , полученные при растяжении со скоростями деформации  $10^3 \text{ c}^{-1}$  (линии 1, 2, 3) и  $10^2 \text{ c}^{-1}$  (линии 4, 5, 6) образцов с надрезами, имеющими радиус 5 мм (линии 2 и 5) и 2.5 мм (линии 3 и 6) и с гладкой рабочей частью (линии 1 и 4).

Полученные зависимости  $\sigma_{1\text{true}}$  от  $\varepsilon_{1\text{true}}$  дополняют данные, полученные для Zr-1%Nb при более низких скоростях деформации [1,14], а при скорости  $10^3 \text{ c}^{-1}$  данные [15]. Обнаружено, что с ростом скорости деформации не только увеличивается напряжение течения, но и снижаются предельные деформации до разрушения. Поля деформаций в образцах были определены по методике корреляции цифровых изображений [9]. Обнаружено, что при высокоскоростном растяжении в рабочей части образцов из Zr-1%Nb образуется система полос локализованной деформации, показанная на Рис. 4–7. Величины пластической деформации в зоне полос отличаются от усредненных деформаций в рабочей части образца. На Рис. 4 показаны поля эквивалентной деформации в гладких образцах при скорости  $10^3 \text{ c}^{-1}$ , а на Рис. 5 — при скорости деформации  $100 \text{ c}^{-1}$ . Деформации на Рис. 4а и 5а показаны в момент начала формирования шейки, Рис. 4б и 5б — перед разрушением образца. В зоне формирующейся шейки, которая образовалась при растяжении гладких образцов, угол ориентации трещин и локализованных полос сдвига близок к  $45^\circ$  к оси растяжения. Когда полосы становятся стационарными, в одной из них эквивалентная пластическая деформация резко возрастает, ширина уменьшается до субмиллиметровых размеров.

Трещина формируется в стационарных полосах локализованной деформации. Зарождение повреждений при высокоскоростной деформации при  $\eta \approx 0.33$  начинается в зоне выхода полос на границы образцов (см. Рис. 4б, 5б).

С ростом параметра  $\eta$  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 100 и  $10^3 \text{ c}^{-1}$ , соответственно.

В зоне концентраторов напряжений (при  $0.33 < \eta \leq 0.5$ ) повреждения зарождаются в области пересечения полос локализации пластических сдвигов (см. Рис. 6б, 7б). Рост повреждений происходит вдоль полос до границ образца. Полученные результаты согласуются с данными, полученными для Zr, при квазистатическом растяжении [16–19]. Ориентация поверхности разрушения относительно оси растяжения изменяется в зависимости от параметра  $\eta$ .

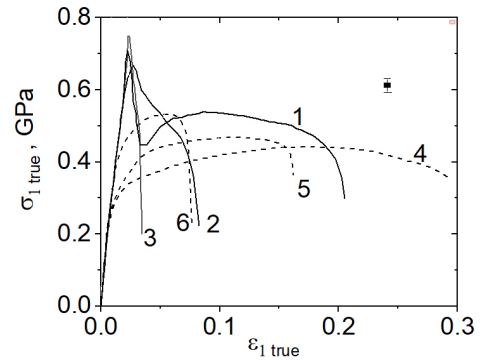


Рис. 3. Истинные напряжения от истинных деформаций образцов из Zr-1%Nb.

Fig. 3. True stress versus true strain of Zr-1%Nb specimens.

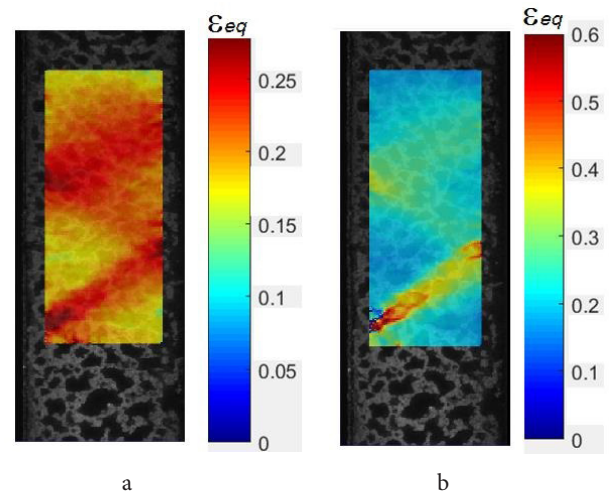


Рис. 4. (Color online) Поля эквивалентной деформации при скорости деформации  $10^3 \text{ c}^{-1}$ : в момент начала макролокализации пластической деформации (а), перед разрушением образца (б).

Fig. 4. (Color online) Equivalent strain fields at a strain rate of  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ; at the start of plastic deformation macrolocalization (a), before the fracture of the sample (b).

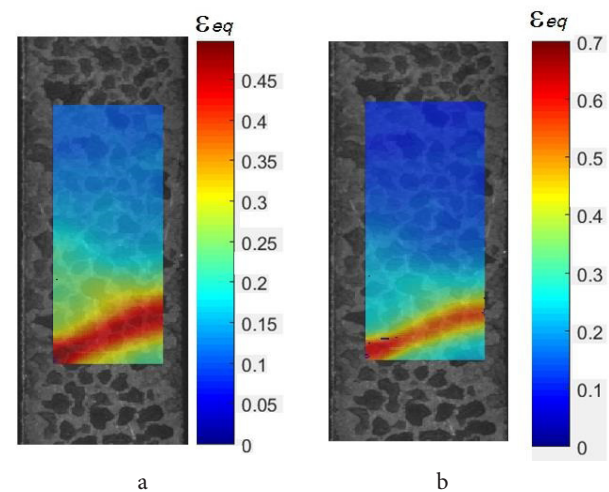
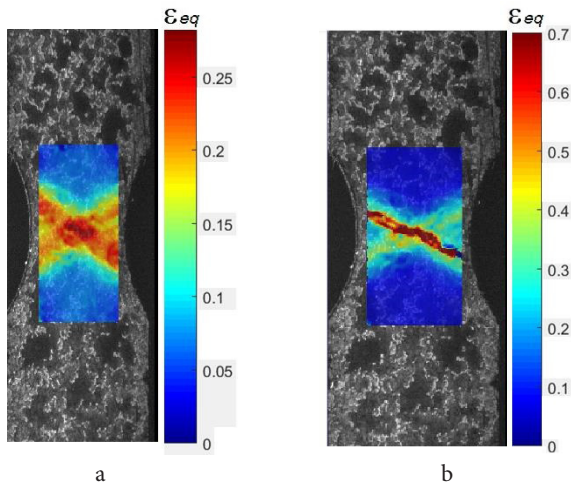


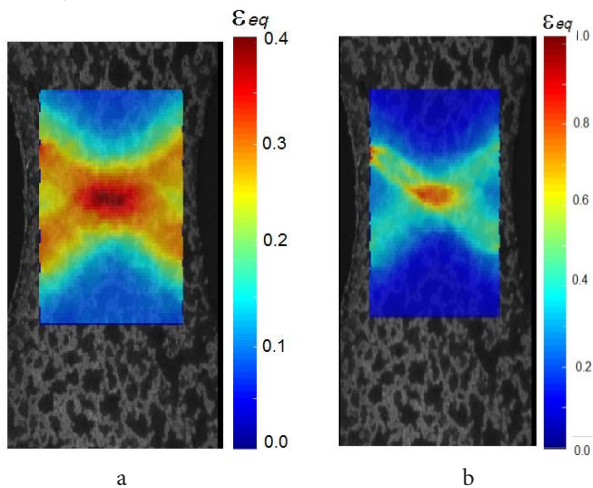
Рис. 5. (Color online) Поля эквивалентной деформации при скорости деформации  $100 \text{ c}^{-1}$ : в момент начала макролокализации пластической деформации (а).

Fig. 5. (Color online) Equivalent strain fields before fracture at strain rate of  $100 \text{ s}^{-1}$ ; at the start of plastic deformation macrolocalization (a), before the fracture of the sample (b).



**Рис. 6.** (Color online) Поля эквивалентной деформации при скорости деформации  $100 \text{ с}^{-1}$ ; при пересечении полос локализации (а), при зарождении зоны повреждений (б).

**Fig. 6.** (Color online) Equivalent strain fields in a specimen at strain rate of  $100 \text{ s}^{-1}$ ; at the intersection of shear bands (a), at the nucleation of damage zone (b).



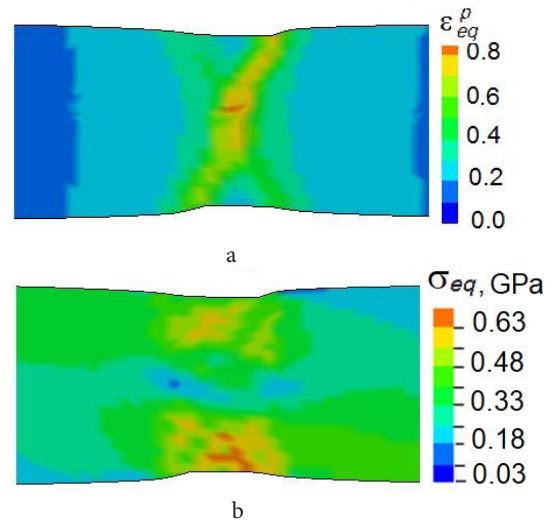
**Рис. 7.** (Color online) Поля эквивалентной деформации при скорости деформации  $10^3 \text{ с}^{-1}$ ; при пересечении полос локализации (а), при зарождении зоны повреждения (б).

**Fig. 7.** (Color online) Equivalent strain fields at strain rate of  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ; at the intersection of shear bands (a), at the nucleation of the damage zone (b).

На Рис. 8а показаны расчетные значения эффективной пластической деформации  $\varepsilon_{eq}^p$  в момент, соответствующий Рис. 5б. Полученные в расчете поля  $\varepsilon_{eq}^p$  отличаются от экспериментальных значений менее чем на 5–10%. На Рис. 8б показано поле эквивалентных напряжений  $\sigma_{eq}$ . Зарождение повреждений в полосе локализации сопровождается релаксацией напряжений. Величины  $\sigma_{eq}$  в зоне формирования трещины не совпадают со значениями на удалении от области локализации (шейки).

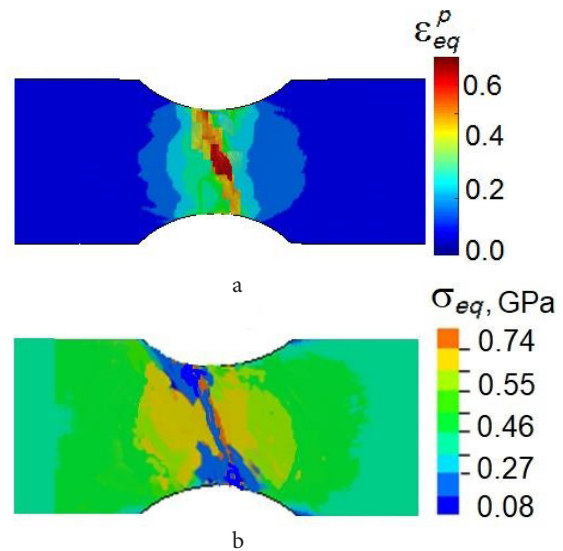
На Рис. 9а показаны расчетные значения  $\varepsilon_{eq}^p$  в зоне надреза с радиусом 5 мм в момент, соответствующий Рис. 6б. Расчетные поля  $\varepsilon_{eq}^p$  соответствуют экспериментальным значениям, полученным методом DIC.

На Рис. 9б показано поле  $\sigma_{eq}$  в образце с надрезом с радиусом 5 мм. Резкое падение  $\sigma_{eq}$  наблюдается при росте повреждений и формировании трещины.



**Рис. 8.** (Color online) Расчетные значения  $\varepsilon_{eq}^p$  (а),  $\sigma_{eq}$  (б).

**Fig. 8.** (Color online) Calculated values of  $\varepsilon_{eq}^p$  (a), and  $\sigma_{eq}$  (b).



**Рис. 9** (Color online) Расчетные значения  $\varepsilon_{eq}^p$  (а),  $\sigma_{eq}$  (б).

**Fig. 9** (Color online) Calculated values of  $\varepsilon_{eq}^p$  (a), and  $\sigma_{eq}$  (b).

В рассмотренных условиях нагружения трещина зарождается у поверхности образца и распространяется во внутренний объем. Центральная часть образца продолжает пластически деформироваться при снижающемся напряжении до ~15% вплоть до полного разрушения образца. Полученные данные подтверждают вязкий характер разрушения Zr-1%Nb при скоростях деформации от  $100$  до  $10^3 \text{ с}^{-1}$ . При увеличении параметра  $\eta$  до 0.5 (радиус надреза 2.5 мм) трещина зарождается в области пересечения полос локализации в центральной зоне образца и распространяется к его поверхности. В этом случае существенно уменьшается степень деформации до разрушения сплава Zr-1%Nb.

Полученные результаты свидетельствуют о вязком характере разрушения сплава Zr-1%Nb при скоростях деформации до  $10^3 \text{ с}^{-1}$ . Возрастание скорости деформации от  $100$  до  $10^3 \text{ с}^{-1}$  приводит к ~30% снижению величины деформации до разрушения сплава. В указанном диапазоне скоростей деформации увеличение параметра  $\eta$  до ~0.5 приводит к четырехкратному уменьшению величины деформации до разрушения.

## 5. Заключение и выводы

В данной работе было изучено механическое поведение ГПУ сплава Zr-1%Nb при растяжении гладких плоских образцов и образцов с надрезами со скоростью деформации от 0.1 до  $10^3 \text{ c}^{-1}$ . Испытания на растяжение проводились на стенде Instron VHS 40/50-20. Получены зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при значениях параметра трехосности напряженного состояния  $0.33 < \eta < 0.5$  при комнатной температуре.

Поля деформаций в образцах были определены методом DIC.

Анализ полей деформаций при высокоскоростном растяжении показал наличие полос локализации деформации в сплаве Zr-1%Nb.

Результаты подтверждают, что характер разрушения сплавов Zr-1%Nb при растяжении со скоростью деформации от 0.1 до  $10^3 \text{ c}^{-1}$  и температуре, близкой к 295 K, является вязким. С ростом параметра трехосности напряженного состояния в диапазоне  $0.33 < \eta < 0.5$  величина деформации до разрушения уменьшается в 4 раза. При увеличении скорости деформации с 100 до  $10^3 \text{ c}^{-1}$  значения предельных деформаций до разрушения уменьшаются на ~30%.

Сплав Zr-1%Nb разрушается в результате зарождения, роста и коалесценции повреждений в локализованных пластических полосах деформации. В зоне шейки, которая образовалась при растяжении гладких образцов, угол ориентации трещин и локализованных полос сдвига близок к  $45^\circ$  к оси растяжения.

Образование полос адиабатического сдвига в сплаве Zr-1%Nb в исследуемом состоянии нагрузки не обнаружено. Траектория полос локализации пластической деформации и их пересечение в зоне разрушения определяет ориентацию трещин вблизи зоны концентратора напряжений.

*Благодарности / Acknowledgements. Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда №18-71-00117. Авторы благодарят А.В. Чупашева и Я. Старшевич за помощь в проведении экспериментальных работ. / This work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 18-71-00117. The authors thank A. V. Chupashev and J. Starshevich for their help in carrying out experimental research.*

## Литература/References

1. J. P. Escobedo, E. K. Cerreta, C. P. Trujillo, D. T. Martinez, R. A. Lebensohn, V. A. Webster, G. T. Gray. Acta Mater. 60 (11), 4379 (2012). [Crossref](#)
2. D. Xiao, Y. Li, S. Hu, L. Cai. J. Mater. Sci. Technol. 26 (10), 878 (2010). [Crossref](#)
3. A. Saboori, M. Dadkhah, M. Pavese, D. Manfredi, S. Biamino, P. Fino. Mater. Sci. Eng. A. 696, 366 (2017). [Crossref](#)
4. S.-J. Sung, J. Pan, P.-S. Lam, D. A. Scarth. Eng. Fract. Mech. 186, 208 (2017). [Crossref](#)
5. B. Selvarajou, B. Kondori, A. A. Benzerga, S. P. Joshi. J. Mech. Phys. Solids. 94, 273 (2016). [Crossref](#)
6. V. V. Skripnyak, E. G. Skripnyak, V. A. Skripnyak. Metals. 10 (3), 305 (2020). [Crossref](#)
7. R. Bobbili, V. Madhun. J. Alloys Comput. 684, 162 (2016). [Crossref](#)
8. Y. Bai, X. Teng, T. Wierzbicki. J. Eng. Mater. Technol. 131, 021002 (2009). [Crossref](#)
9. J. Blaber, B. Adair, A. Antoniou. Exp. Mech. 55, 1105 (2015). [Crossref](#)
10. V. A. Skripnyak, V. V. Skripnyak, E. G. Skripnyak, N. V. Skripnyak. Int. J. Mech. Mater. Design. 16, 215 (2020). [Crossref](#)
11. A. Harte, M. Griffiths, M. Preuss. J. Nucl. Mater. 505, 227 (2018). [Crossref](#)
12. Y. P. Sharkeev, V. P. Vavilov, V. A. Skripnyak, E. V. Legostaeva, A. Y. Eroshenko, O. A. Belyavskaya, M. V. Kuimova. Mater. Sci. Eng.: A. 784, 139203 (2020). [Crossref](#)
13. A. Needleman, V. Tvergaard, E. Bouchaud. J. Appl. Mech. 79, 031015 (2012). [Crossref](#)
14. G. T. Gray (Rusty). Annual Rev. Mater. Res. 42 (1), 285 (2012). [Crossref](#)
15. D. N. Kazakov, O. E. Kozelkov, A. S. Mayorova, S. N. Malyugina, S. S. Mokrushin, A. V. Pavlenko. EPJ Web of Conferences. 94, 02021 (2015). [Crossref](#)
16. L. B. Zuev, S. A. Barannikova, A. M. Zharmukhambetova. J. Phys. Conf. Ser. 1327, 012006 (2019). [Crossref](#)
17. H. Dyja, A. Kawałek, K. Ozhmegov. Arch. of Civil and Mech. Eng. 19 (1), 26 (2019). [Crossref](#)
18. C. Liu, V. Roddatis, P. Kenesei, R. Maass. Acta Mater. 140, 206 (2017). [Crossref](#)
19. R. T. Qu, S. G. Wang, X. D. Wang, Z. Q. Liu, Z. F. Zhang. Scripta Mater. 133, 24 (2017). [Crossref](#)
20. T. M. Poletika, V. I. Danilov, G. N. Narimanova, O. V. Gimranova, L. B. Zuev. Tech. Phys. 47, 1125 (2002). [Crossref](#)