

## REACTOR AND AEROSPACE METALS SCIENCE

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.me, 62.20.Qp, 68.47.Gh, 81.40.Np, 81.65.Mq, 81.70.Bt

### Вплив термічного оброблення у газових середовищах на механічні властивості зразків стопу Zr–1% Nb

В. С. Труш, О. Г. Лук'яненко, В. М. Воєводін\*, П. І. Стоєв\*

*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України,  
вул. Наукова, 5,  
79060 Львів, Україна*  
*\*Національний науковий центр  
«Харківський фізико-технічний інститут» НАН України,  
вул. Академічна, 1,  
61108 Харків, Україна*

Експериментально досліджено вплив термічного оброблення у газовому середовищі за  $T = 580^\circ\text{C}$  впродовж  $\tau = 3$  год із залишковим тиском  $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$  Па та у кисневмісному газовому середовищі ( $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 0,5$  год,  $P = 1,33$  Па +  $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 2,5$  год,  $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$  Па) на механічні властивості стопу Zr–1% Nb. Показано, що, залежно від ступеня розрідження технологічного газового середовища, формується приповерхневий шар з певним градієнтом твердості. Експериментально встановлено, що термічне оброблення зразків стопу Zr–1% Nb у газовому середовищі з більшим вмістом кисню позитивно впливає на їхню втомну довговічність за чисто-го вигину та циклічного розтягу. Зазначено особливості руйнування зразків стопу Zr–1% Nb, залежно від режиму оброблення.

**Ключові слова:** цирконійовий стоп, кисневмісне газове середовище, хеміко-термічне оброблення, приповерхневий шар, мікротвердість, втомна довговічність.

---

Corresponding author: Vasyl Stepanovych Trush  
E-mail: [trushvasyl@gmail.com](mailto:trushvasyl@gmail.com)

*G. V. Karpenko Physico-Mechanical Institute, N.A.S. of Ukraine,  
5 Naukova Str., UA-79060 Lviv, Ukraine*  
*\*National Science Center 'Kharkiv Institute of Physics and Technology', N.A.S. of Ukraine,  
1 Akademichna Str., UA-61108, Kharkiv, Ukraine*

Citation: V. S. Trush, O. H. Lukyanenko, V. M. Voyevodin, and P. I. Stoyev, Influence of Heat Treatment in Gas Mediums on Mechanical Properties of Samples of Zr–1% Nb Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 2: 227–240 (2019), DOI: [10.15407/mfint.41.02.0227](https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0227).

The effect of heat treatment in a gas medium at  $T = 580^{\circ}\text{C}$  during  $\tau = 3$  h with residual pressure  $P = 1.33 \cdot 10^{-3}$  Pa and in an oxygen-rich gas medium ( $T = 580^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 0.5$  h,  $P = 1.33$  Pa +  $T = 580^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2.5$  h,  $P = 1.33 \cdot 10^{-2}$  Pa) on mechanical properties of a Zr-1%Nb alloy is studied experimentally. As shown, depending on the degree of rarefaction of the technological gas medium, a near-surface layer with a certain hardness gradient is formed. As experimentally revealed, the heat treatment of Zr-1%Nb alloy samples in an oxygen-rich gas medium has positive effects on their fatigue life capability at tests by means of pure bending and cyclic stretching. The features of fracture of Zr-1%Nb alloy samples depending on the treatment mode are given.

**Key words:** zirconium alloy, oxygen-rich gas medium, chemicothermal treatment, near-surface layer, microhardness, fatigue life.

Експериментально досліджено вплив термічної обробки при  $T = 580^{\circ}\text{C}$  на протязі  $\tau = 3$  ч в газовій середі з остаточною тиском  $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$  Па і в кислородосодержачій газовій середі ( $T = 580^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 0,5$  ч,  $P = 1,33$  Па +  $T = 580^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2,5$  ч,  $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$  Па) на механічні властивості сплаву Zr-1%Nb. Показано, що в залежності від ступеня разреження технологічної газової середі формується приповерхневий шар з певним градієнтом твердості. Експериментально встановлено, що термічна обробка образців сплаву Zr-1%Nb в газовій середі з більшим вмістом кисню позитивно впливає на їх усталостну довговічність при випробуваннях чистим вигином і циклічним розтягненням. Приведені особливості руйнування образців сплаву Zr-1%Nb в залежності від режиму обробки.

**Ключевые слова:** циркониевый сплав, кислородосодержащая газовая среда, химико-термическая обработка, приповерхностный слой, микротвёрдость, усталостная долговечность.

*(Отримано 20 червня 2018 р.)*

## 1. ВСТУП

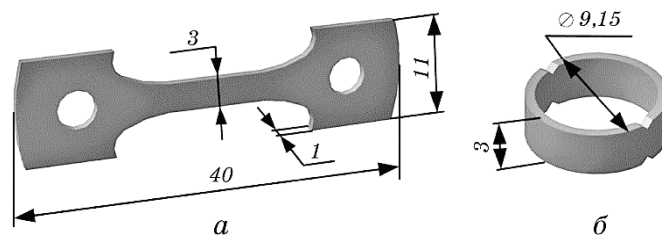
На даний час в ядерних реакторах широке застосування мають цирконієві стопи, які володіють високою корозійною стійкістю та малим перерізом захоплення теплових нейтронів. В атомній промисловості з цирконієвих стопів виготовляють, зокрема, тонкостінні трубки для оболонок тепловиділяючих елементів (ТВЕЛів) [1, 2]. Цирконієві ТВЕЛні трубки є відповідальними елементами ядерних реакторів, оскільки вихід їх з ладу та розгерметизація є неприпустимими. Механічні властивості цирконію дуже чутливі до вмісту домішок втілення (Оксигену, Нітрогену, Карбону). Присутність їх у металі в твердому розчині втілення приводить до зміни міцності та пластичності, особливо за невисоких температур. Оксиген є одним з елементів втілення, який істотно впливає на фізико-механічні властивості цирконієвих

стопів. У промислових цирконійових стопах Оксиген присутній не лише як домішка, він також вводиться як леґувальний елемент для керування структурою й властивостями металу. Наприклад, відомо, що із підвищенням вмісту Оксигену розмір зерна зменшується. Так, при 140 ppm  $O_2$  він становить 19 мкм, при 660 ppm  $O_2$  — 15 мкм, а при 1740 ppm  $O_2$  — 13 мкм [3]. Кореляцію між розподілом Оксигену та градієнтом твердості у приповерхневому шарі після оброблення у кисневмісній суміші показано у роботі [4]. Згідно з даними авторів роботи [4] підвищення концентрації Оксигену на 1 ат.%, понад 1,4 ат.% Оксигену, розчиненого у стопі Zr-1%Nb, збільшує його твердість на  $\approx 2,8$  ГПа. Об'ємне розчинення Оксигену у матриці цирконію істотно впливає на пластичність і міцність: із збільшенням вмісту елементів втілення пластичність знижується, а міцність підвищується [5]. Також у ряді робіт [6, 7] зазначається, що завдяки своїй зміцнювальній дії Оксиген сприяє підвищенню тривалої стійкості й опору плинності під опроміненням. Вміст Оксигену впливає на характер руйнування цирконійових стопів, зокрема у роботі [8] автори проаналізували поверхні руйнування цирконійових стопів E110 та E125 з вмістом Оксигену 0,003–0,004% мас. та 0,007–0,008% мас. відповідно і зазначили, що поверхня зламу стопу з більшим вмістом Оксигену містить велику кількість втомних борозенок, що засвідчує високу енергоємність руйнування. В роботі [9] зазначено, що підвищення вмісту Оксигену приводить до гальмування процесу двійникування і початку зародження мікропор на більш пізніх стадіях рівномірної пластичної деформації. У роботі [10] показано, що підвищення вмісту Оксигену до 0,16% в оболонкових трубах зі стопу Zr-1%Nb викликає інтенсивне зміцнення та не приводить до значної втрати пластичності. Таким чином, вплив Оксигену на експлуатаційні властивості неоднозначний і вимагає додаткових досліджень у кожному конкретному випадку. Тому розширення уявлень про вплив поверхневого шару металу, дифузійно насиченого Оксигеном, на комплекс фізико-механічних властивостей виробів з тонкостінних цирконійових стопів є актуальним.

Мета роботи — встановити вплив модифікування приповерхневого шару металу домішками втілення (Оксигеном) на комплекс фізико-механічних властивостей тонких зразків з цирконійового стопу Zr-1%Nb за дифузійного насичення з контрольованого газового середовища.

## 2. МЕТОДОЛОГІЯ

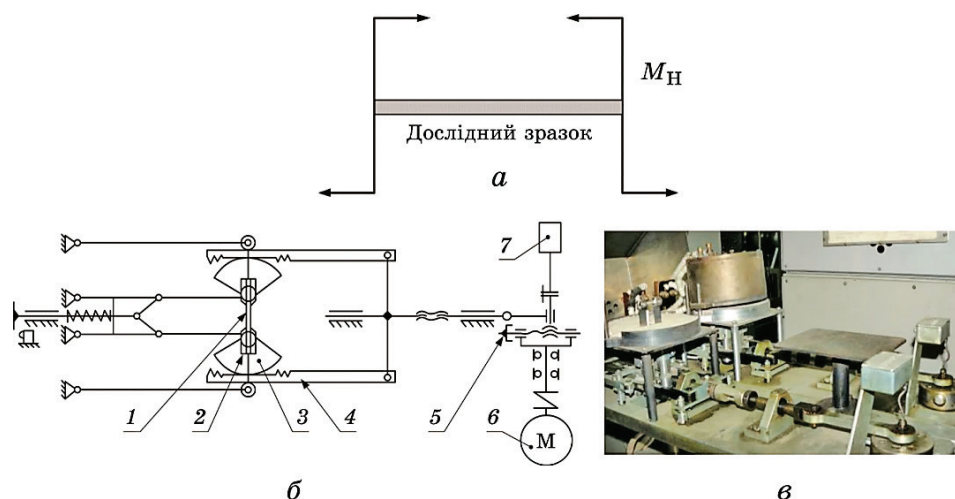
Матеріалом досліджень обрано український цирконійовий стоп Zr-1%Nb, виготовлений у ННЦ «ХФТІ» НАН України [11]. Ме-



**Рис. 1.** Зразок для випробувань чистим вигином (а) та зразок-кільце для випробувань циклічним розтягом (б).

**Fig. 1.** Sample for tests by pure bending (a) and ring-sample for cyclic stretching tests (b).

талографічні та дюрOMETричні дослідження виконували на зразках розміром  $10 \times 15 \times 1$  мм<sup>3</sup>. Мікроструктуру цирконієвого стопу до та після хеміко-термічного оброблення досліджували на металографічному мікроскопі «Epiquant», обладнаному з комп'ютерною системою візуалізації зображення.



**Рис. 2.** Схема навантаження за чистого вигину (а), принципова схема (б) та загальний вигляд (в) машини для випробувань чистим вигином: 1 — дослідний зразок, 2 — захват, 3 — зубчастий сектор, 4 — рейка зубчаста, 5 — мікрометричний механізм зміщення кривошипа, 6 — двигун, 7 — лічильник.

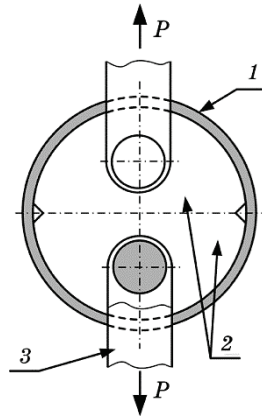
**Fig. 2.** Load diagram for pure bending test (a), schematic diagram (b) and general view (c) of machines for pure bending tests: 1—prototype, 2—gripper, 3—segment gear, 4—notched racks, 5—micrometric mechanism of crank displacement, 6—the engine, 7—counter.

Після насичення у контрольованому газовому середовищі дослідного цирконійового стопу проводили його випробування на втомну довговічність за двох умов навантаження: симетричного чистого вигину та циклічного розтягу.

Для випробувань чистим вигином використовували пласкі зразки із шириною робочої частини 3 мм, товщиною  $\cong 1$  мм (рис. 1, а). Для випробувань на втому за циклічного розтягу використовували зразки-кільця шириною 3 мм, що вирізалися з ТВЕЛних трубок, з V-подібними концентраторами глибиною 0,5 мм з двох сторін у робочій частині (рис. 1, б).

Втомні випробування зразків чистим вигином в режимі цупкого навантаження із заданою амплітудою деформації  $\pm \varepsilon_a$  в діапазоні 0,8–1,0% із частотою навантаження  $\nu = 0,5$  Гц на повітрі за кімнатної температури виконували на машині УМДУ-01, яку було розроблено та виготовлено у ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України [12]; схему навантаження зразка, принципову схему та зовнішній вигляд випробувальної машини представлено на рис. 2.

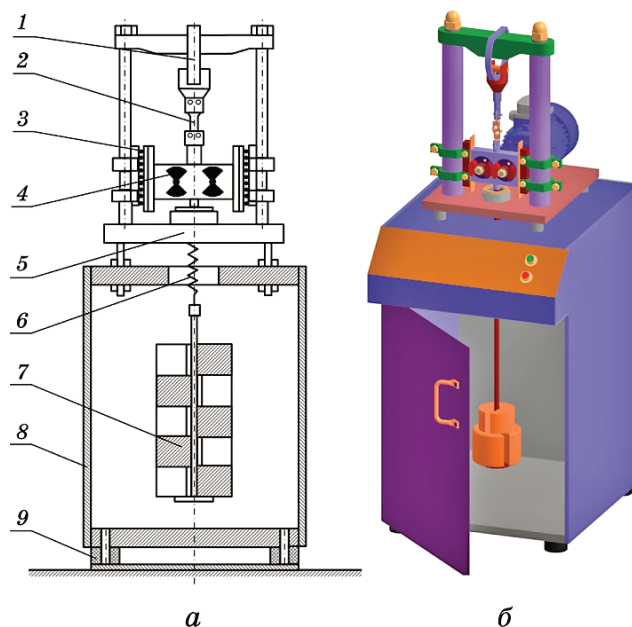
Втомні випробування зразків-кільць (вирізаних з ТВЕЛної трубки) за циклічного розтягу (рис. 3) виконано на установці з подвійним вібратором (рис. 4), яку розроблено та виготовлено в ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України [12]. Випробували шляхом циклічного розтягування за навантаження  $\sigma_{\max} = 100$  МПа, коефіцієнт асиметрії циклу становить  $\rho = 0,2$  з частотою  $\nu = 46$  Гц. Результати випробувань за циклічного розтягу наведено в координатах «максимальне навантаження  $\sigma_{\max}$  циклу–логарифм кількості циклів до руйнування».



**Рис. 3.** Схема навантаження зразка-кільця циклічним розтягом: 1 — зразок, 2 — захвати, 3 — тяга.

**Fig. 3.** Scheme of ring-sample load during cyclic stretching: 1—sample, 2—grippers, 3—traction.

Установка з подвійним вібратором для втомних випробувань матеріалів циклічним розтягом складається з механізму силосбудження, змонтованого на масивній основі та системи контролю. Дослідний зразок (зразок-кільце) 3 встановлюється у захваті. Верхній захват шарнірно кріпиться до кільцевого динамометра 2 робочої плити 5. Нижній захват жорстко закріплений на вібраторі. Постійне навантаження на зразок створюється вантажем  $Q$ , підвішеним до вібратора 4 за допомогою пружини 6. Вібратор складається з двох горизонтально розташованих валів із закріпленими на них неврівноваженими вантажами, зв'язаними між собою текстолітовими шестернями. Один з валів з'єднано гнучким валом з електродвигуном. Горизонтальна складова інерційної сили вантажу постійно компенсується, а вертикальна — представляє собою корисне навантаження, що передається на зразок. Амплітуду зусиль циклу, що створюється вібратором, мо-



**Рис. 4.** Принципова схема (а) та загальний вигляд (б) установки з подвійним вібратором для втомних випробувань матеріалів циклічним розтягом: 1 — кільцевий динамометр, 2 — зразок, 3 — подвійний вібратор направленої дії, 4 — кулачки, 5 — робоча плита, 6 — пружина, 7 — вантаж, 8 — тумба, 9 — еластичні гумові амортизатори.

**Fig. 4.** Schematic diagram (a) and general view (b) of machine with double vibrator for fatigue testing of materials by cyclic stretching: 1—annular dynamometer, 2—sample, 3—double directional vibrator, 4—cams, 5—plate, 6—spring, 7—load, 8—framework, 9—elastic rubber shock absorbers.

жна змінювати від 0 до 530 Н з дискретністю 36,5 Н. Як повідню вібратора застосовано асинхронний електродвигун трифазного струму (потужністю  $P = 70$  Вт,  $n = 2730$  об/хв).

Приповерхневий модифікований шар на цирконієвому стопі формували дифузійним насиченням з розрідженого кисневмісного газового середовища за двох режимів:  $P1$  —  $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 3$  год,  $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$  Па (прийнято за вихідний стан) та  $P2$  —  $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 0,5$  год,  $P = 1,33$  Па +  $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 2,5$  год,  $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$  Па. Хеміко-термічне оброблення (ХТО) дослідного цирконію проводили на лабораторному термічному обладнанні (рис. 5) з мінімальним натіканням ( $I_n = 2 \cdot 10^{-6} - 2 \cdot 10^{-4}$  Па/с) у реакційну ампулу печі.

Утворення твердого розчину втілення в металі під час дифузійного насичення цирконієвого стопу домішками втілення пов'язано зі спотворенням кристалічної ґратниці та, внаслідок цього, підвищенням твердості [4]. Тому, параметри газонасиченого шару визначали за мікротвердістю, яку вимірювали з поверхні та по перерізу шліфа, виготовленого з газонасиченого зраз-



**Рис. 5.** Загальний вигляд установки для теплового оброблення в контрольованих газових середовищах.

**Fig. 5.** General view of the installation for thermal treatment in controlled gaseous atmospheres.

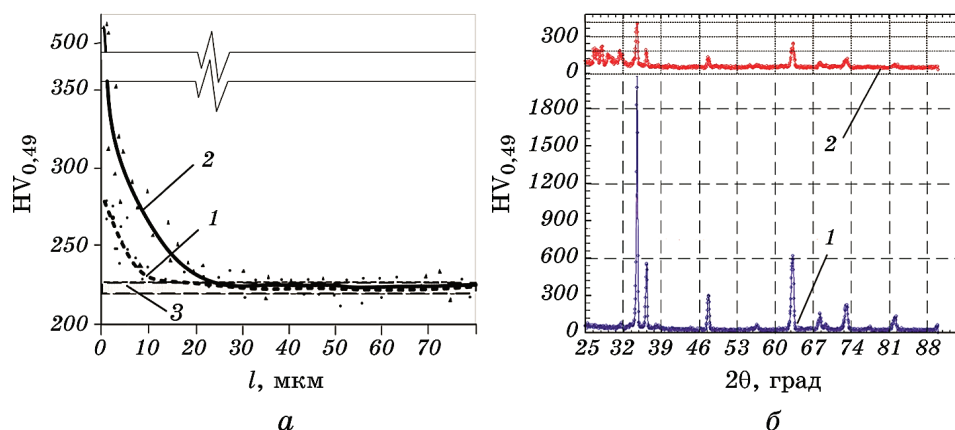


ка. Мікротвердість вздовж поверхні та по перерізу зразків визначали на приладі ПМТ-3М за навантаження 0,49 Н.

Фазовий склад поверхневих шарів металу визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 в монохроматичному  $\text{CuK}\alpha$ -випромінненні з фокусуванням трубки за схемою Бреґґа-Брентано. Напруга на аноді рентгенівської трубки складала 30 кВ за струму 20 мА. Сканували з кроком  $0,05^\circ$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Насичення елементами втілення приповерхневого шару цирконійових стопів супроводжується підвищенням твердості. Тому після термічного оброблення визначали мікротвердість як поверхні, так і приповерхневого шару. За результатами дюрOMETричних досліджень приповерхневого шару зразків стопу  $\text{Zr-1\%Nb}$ , оброблених за режимами *P1* і *P2*, твердість поверхні змінюється від  $270 \pm 50 \text{ HV}_{0,49}$  до  $520 \pm 75 \text{ HV}_{0,49}$ , а розмір зміцненої зони — від  $\approx 15 \text{ мкм}$  до  $\approx 30 \text{ мкм}$  відповідно (рис. 6, *a*). За одержаними результатами та даними роботи [4] можна зробити оцінку, що концентрація Оксигену у поверхневому шарі металу за режиму *P2* перевищує таку ж за режиму *P1* на  $\approx 1 \text{ ат.}\%$ . Це свідчить про більше поглинання зразками Оксигену з газової атмосфери під час ХТО за режимом *P2*.



**Рис. 6.** Розподіл мікротвердості по перерізу (*a*) та дифрактограми (*б*), зняті з поверхні зразків стопу  $\text{Zr-1\%Nb}$ , після оброблень за режимами: 1 — *P1*, 2 — *P2* (3 — твердість матриці).

**Fig. 6.** The microhardness distribution on the cross-section (*a*) and XRD spectres of surface (*б*) for  $\text{Zr-1\%Nb}$  alloy samples after treatments according to modes: 1—*P1*, 2—*P2* (3—the hardness of matrix).



### 3.1. Рентгенівська фазова аналіза

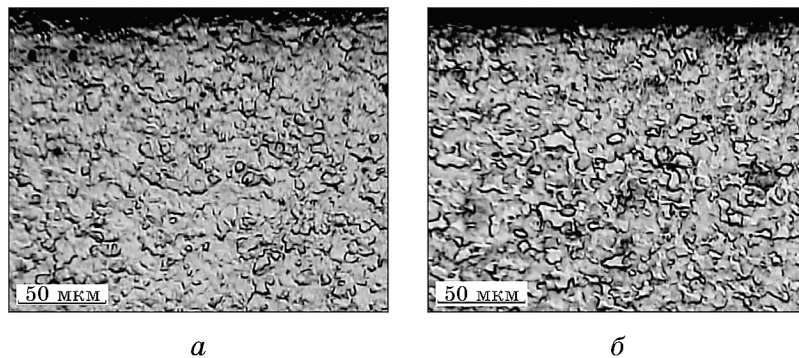
За результатами рентгенівської фазової аналізи (XRD) модифікація поверхні ступу Zr–1%Nb Оксигеном за режимами *P1* та *P2* не викликає значних фазових змін (рис. 6, б). Після оброблення в режимі *P2* інтенсивність чистої лінії цирконію зменшується (рис. 6, б, крива 2), що пояснюється захисним впливом тонкої оксидної плівки, адже піки оксидів цирконію з'являються на дифракційній картині в області малих кутів [13]. Хоча після оброблення відповідно до режиму *P1* (оброблення в умовах високого вакууму) інтенсивність рефлексів є більшою (рис. 6, б, крива 1), оскільки на поверхні практично відсутня оксидна плівка.

### 3.2. Мікроструктура зразків-пластин

Мікроструктура приповерхневого шару металу не зазнає помітних змін після оброблення за режимами *P1* та *P2* (рис. 7). Причиною відсутності видимих змін у приповерхневому шарі металу ймовірно є невисока температура ( $T = 580^{\circ}\text{C}$ ) та тривалість ( $\tau = 3$  год) оброблення.

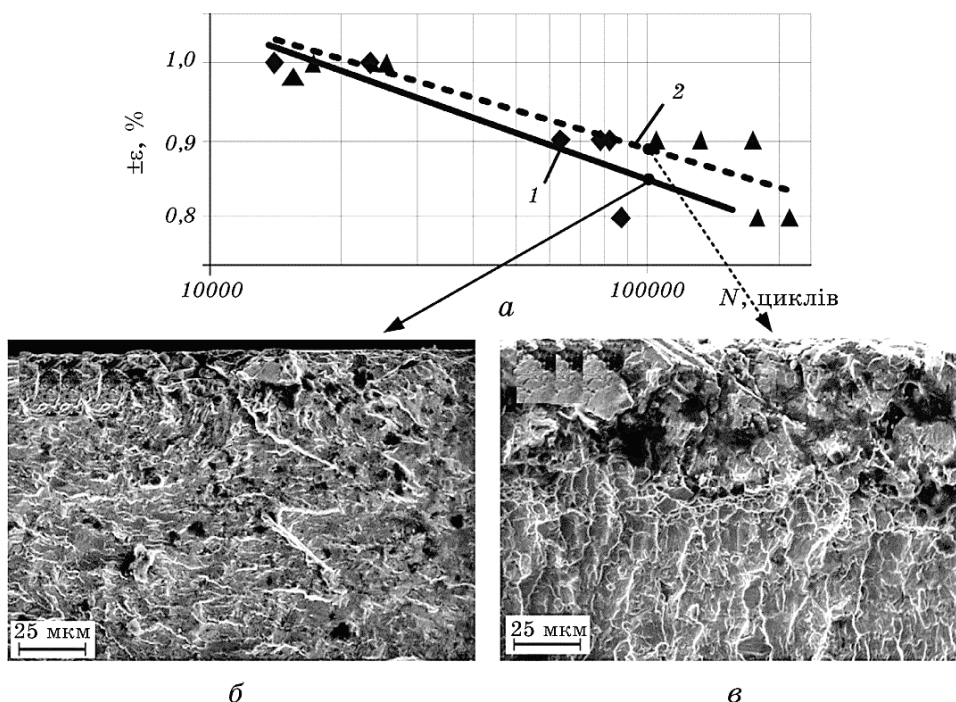
### 3.3 Втомна довговічність за чистого вигину

Чутливою до модифікованого Оксигеном приповерхневого шару металу виявилась втомна довговічність зразків. Згідно з результатами випробувань твердорозчинне зміцнення за режимом *P2* позитивно вплинуло на втомну довговічність досліджуваного ступу за



**Рис. 7.** Мікроструктура приповерхневого шару зразків ступу Zr–1%Nb після оброблення за режимами *P1* (*a*) і *P2* (*б*).

**Fig. 7.** The microstructure of the subsurface layers of Zr–1%Nb alloy samples after thermal treatment according to *P1* (*a*) and *P2* (*б*) modes.



**Рис. 8.** Втомна довговічність (а) і злами приповерхневого шару (б, в) зразків сплаву Zr-1%Nb після термооброблення за режимами P1 (крива 1) і P2 (крива 2) після випробувань чистим вигином з амплітудою деформації  $\pm\epsilon_a = 0,9\%$ .

**Fig. 8.** The fatigue life (a) and the fracture image of subsurface layers (б, в) of Zr-1%Nb alloy samples after treatment according to P1 (curve 1) and P2 (curve 2) modes after pure bending at deformation amplitude of  $\pm\epsilon_a = 0,9\%$ .

чистого вигину в діапазоні амплітуди деформації  $\pm\epsilon_a = 0,8-1,0\%$  (рис. 8, а). Поліпшення опірності руйнуванню, ймовірно, спричинено тим, що, внаслідок оброблення у збагаченому Оксигеном газовому середовищі, у приповерхневому шарі сформувався сприятливий градієнт стискальних напружень.

#### 3.4. Фрактографічні дослідження зразків після руйнування за чистого вигину

Виявлено особливості руйнування зразків сплаву Zr-1%Nb з модифікованим приповерхневим шаром після випробувань чистим вигином з амплітудою деформації  $\pm\epsilon_a = 0,9\%$ .

Зокрема, показано, що після вакуумного відпалу за режимом P1 і випробування чистим вигином руйнування досліджуваного

стопу відбувається за змішаним типом: є крихкі відколи з невеликою кількістю деформаційних гребнів (рис. 8, б) у поєднанні з річковим візерунком, що характеризує пластичний злам. У зразках з модифікованими приповерхневими шарами за режимом *P2*, для яких спостерігається збільшення втомної довговічності, приповерхневий шар руйнується у крихкий спосіб, а тіло зразка — за наявності значної кількості деформаційних гребнів (рис. 8, в). На зламі чітко спостерігається зміцнений шар розміром 20–30 мкм від поверхні, за яким наявне характерне подрібнення мікрорельєфу руйнування та присутня значна кількість деформаційних гребнів, що вказує на пластичний тип руйнування. У серцевині зразків після оброблення за двома режимами спостерігається пластичний тип руйнування.

### 3.5. Мікроструктура зразків кілець-зразків

Мікроструктура приповерхневих шарів стопу Zr-1%Nb не зазнає істотних змін після оброблення за режимами *P1* і *P2*: спостерігається дрібнозерниста структура з незначними відмінностями (на рис. 8 не показано). Причиною відсутності помітних змін у приповерхневому шарі металу, ймовірно, є низькі температура ( $T = 580^{\circ}\text{C}$ ) і тривалість оброблення ( $\tau = 3$  год) у газових середовищах.

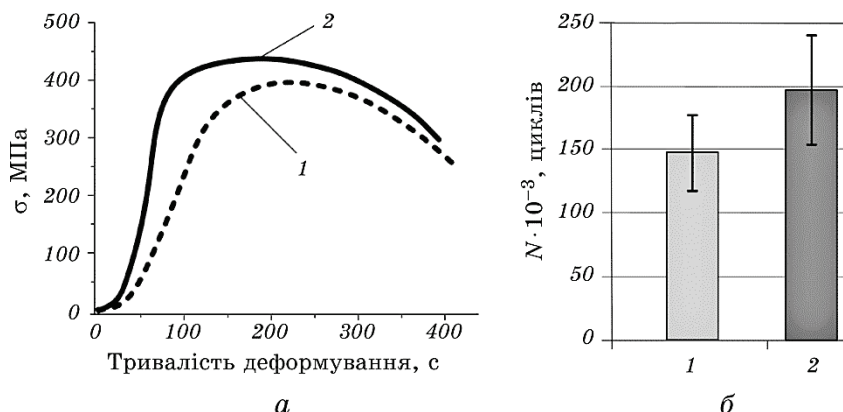
### 3.6. Механічні властивості кілець-зразків за короткотривалого навантаження

Оброблення за режимом *P2* приводить до збільшення границі міцності без погіршення пластичності досліджуваного стопу порівняно з обробленням за режимом *P1* (рис. 9, а). Причиною збільшення вищезазначених властивостей після оброблення за режимом *P2*, ймовірно, є формування певної сприятливої приповерхневої структури, яка приводить до цього. Це явище потребує більш детального вивчення. Після оброблення за режимом *P1* границя міцності становить 383,0 МПа, границя плинності — 304,0 МПа та відносне видовження зразків стопу Zr-1%Nb становить 1,8 мм.

Слід зазначити, що після оброблення за режимом *P2* міцність на розрив становить 432,5 МПа, границя плинності — 358,0 МПа та відносне видовження стопу становить 2,2 мм, що відповідає вимогам термічного оброблення трубок для оболонок елементів, що виділяють тепло.

### 3.7. Втомна довговічність кілець-зразків за циклічного розтягу

Для зразків-кілець з двосторонніми V-подібними концентратора-



**Рис. 9.** Діаграма розтягу (*a*) та втомна довговічність за циклічного розтягування (*б*) зразків-кілець зі ступу Zr–1%Nb, термічно оброблених за режимами P1 (1) та P2 (2).

**Fig. 9.** The tensile diagram (*a*) and fatigue life of ring-samples at cyclic stretching (*б*) for the Zr–1%Nb alloy samples, which are thermal treated according to P1 (1) and P2 (2) modes.

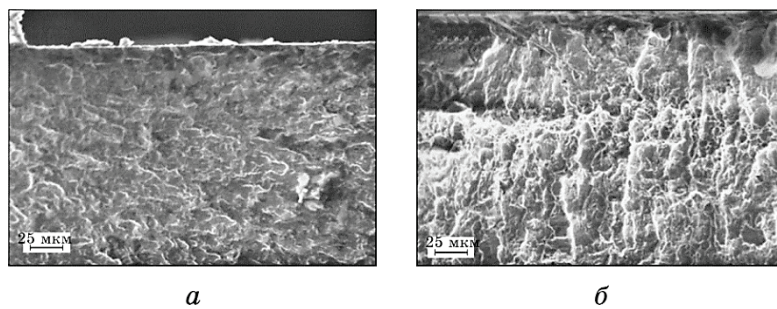
ми зроблено порівняльне дослідження після кожного режиму хіміко-термічного оброблення (рис. 8, *б*). Виявлено, що модифікування приповерхневих шарів елементами втілення підвищує довговічність зразків-кілець при випробуванні циклічним розтягом.

Руйнування кільцевих зразків, оброблених за обома режимами, відбувається за в'язко-пластичним типом (рис. 10, *a*). На фрактограмах зразків-кілець після оброблення за режимом P2 можна побачити зміцнену приповерхневу зону розміром  $\approx 30$  мкм (рис. 10, *б*).

#### 4. ВИСНОВКИ

Експериментально встановлено вплив оброблення у газових середовищах на властивості зразків зі ступу Zr–1%Nb, зокрема, на твердість, фазовий склад та структуру, втомну довговічність за циклічного розтягу та чистого вигину.

1. Встановлено, що модифікування приповерхневих шарів металу при певних температурно-часових ( $T = 580^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 3$  год) та газодинамічних параметрах газової атмосфери ( $\tau = 0,5$  год,  $P = 1,33$  Па +  $\tau = 2,5$  год,  $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$  Па) забезпечує підвищену експлуатаційну спроможність зразків-кілець з труб зі ступу Zr–1%Nb. Одержані властивості задовольняють вимогам термічного оброблення трубок зі ступу Zr–1%Nb для оболонок елементів, що виділяють тепло.



**Рис. 10.** Фрактографія приповерхневого шару зразків-кілець зі стопу Zr–1%Nb після термічного оброблення за режимами P1 (1) та P2 (2).

**Fig. 10.** The fractography of subsurface layers of ring-samples of Zr–1%Nb alloy after heat treatment according to P1 (1) and P2 (2) modes.

2. Досліджено особливості руйнування приповерхневого шару зразків стопу Zr–1%Nb після різних способів оброблення, зокрема, встановлено, що після відпалу у вакуумі при випробуванні чистим вигином руйнування відбувається за в'язким типом. Після оброблення в збагаченому киснем газовому середовищі збільшується втомна довговічність зразків та спостерігається руйнування приповерхневого шару за крихко-пластичним механізмом.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. С. Займовский, А. В. Никулина, Н. Г. Решетников, *Циркониевые сплавы в атомной энергетике* (Москва: Энергоиздат: 1981).
2. *Физическое материаловедение* (Ред. Б. А. Калинин) (Москва: МИФИ: 2008), т. 6, ч. 1.
3. D. Lee and P. T. Hill, *J. Nucl. Mater.*, **60**, Iss. 2: 227 (1976).
4. O. Blahova, R. Medlin, and J. Riha, *Metal 2009: 18<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Conference Proceedings (May 19–21, 2009, Hradec and Moravici, Czech Republic)*.
5. А. И. Черняева, В. М. Стукалов, Т. П. Грицина, *Вопросы атомной науки и техники*, **12**, № 1: 96 (2002).
6. А. В. Никулина, М. М. Перегуд, В. К. Шамардин, В. П. Кобылянский, *Труды Междунар. конф. по реакторному материаловедению (22–25 мая 1990, Алушта)* (Харьков: 1990), т. 4, с. 40.
7. В. П. Кобылянский, В. К. Шамардин, З. Е. Островский, В. М. Раевский, А. В. Никулина, М. М. Перегуд, В. М. Григорьев, *Труды Междунар. конф. по реакторному материаловедению (22–25 мая 1990, Алушта)* (Харьков: 1990), т. 4, с. 64.
8. S. A. Nikulin, A. B. Rozhnov, A. Yu. Gusev, T. A. Nechaykina, S. O. Rogachev, and M. Yu. Zadorozhnyy, *J. Nucl. Mater.*, **446**, Iss. 1–3: 10 (2014).
9. В. С. Вахрушева, О. А. Коленкова, Г. Д. Сухомлин, *Вопросы атомной науки и техники*, **88**, № 5: 104 (2005).



10. В. А. Цикалов, Б. В. Самсонов, А. Я. Рогозянов и др., *Физика и химия обработки материалов*, № 6: 3 (1982).
11. В. М. Ажажа, Б. В. Борц, І. М. Бутенко, П. М. В'югов, В. М. Воєводін, С. Д. Лавриненко, І. М. Неклюдов, М. М. Пилипенко, В. С. Вахрушева, Т. М. Буряк, Г. Д. Сухомлин, В. О. Благова, К. А. Ліндт, В. І. Попов, С. В. Ладохін, В. Б. Чернявський, *Наука та інновації*, 2, № 6: 18 (2006).
12. Г. Г. Максимович, *Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов* (Киев: Наукова думка: 1974).
13. Nouredine Selmi and Ali Sari, *Adv. Mater. Phys. Chem.*, 3, No. 2: 168 (2013).

## REFERENCES

1. A. S. Zaimovsky, A. V. Nikulina, and N.G. Reshetnikov, *Tsirkonievye Splavy v Atomnoy Energetike* [Zirconium Alloys in Nuclear Power Engineering] (Moscow: Energoizdat: 1981) (in Russian).
2. *Fizicheskoe Materialovedenie* [Physical Material Science] (Ed. B. A. Kalin) (Moscow: MIFI: 2008), vol. 6, part 1 (in Russian).
3. D. Lee and P. T. Hill, *J. Nucl. Mater.*, 60, Iss. 2: 227 (1976).
4. O. Blahova, R. Medlin, and J. Riha, *Metal 2009: 18<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Conference Proceedings (May 19–21, 2009, Hradec and Moravici, Czech Republic)*.
5. A. I. Chernyaeva, V. M. Stukalov, and T. P. Gritsina, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, 12, No. 1: 96 (2002) (in Russian).
6. A. V. Nikulina, M. M. Perehud, V. K. Shamardin, and V. P. Kobylansky, *Trudy Mezhdunar. Konf. po Reaktornomu Materialovedeniyu (May 22–25, 1990, Alushta)* (Kharkiv: 1990), vol. 4, p. 40 (in Russian).
7. V. P. Kobylansky, V. K. Shamardin, Z. E. Ostrovsky, V. M. Raevsky, A. V. Nikulina, M. M. Perehud, and V. M. Grigorev, *Trudy Mezhdunar. Konf. po Reaktornomu Materialovedeniyu (May 22–25, 1990, Alushta)* (Kharkiv: 1990), vol. 4, p. 64 (in Russian).
8. S. A. Nikulin, A. B. Rozhnov, A. Yu. Gusev, T. A. Nechaykina, S. O. Rogachev, and M. Yu. Zadorozhnyya, *J. Nucl. Mater.*, 446, Iss. 1–3: 10 (2014).
9. V. S. Vakhrusheva, O. A. Kolenkova, and G. D. Sukhomlin, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, 88, No. 5: 104 (2005) (in Russian).
10. V. A. Tsikalov, B. V. Samsonov, A. Ya. Rogozyanov et al., *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 6: 3 (1982) (in Russian).
11. V. M. Azhazha, B. V. Bortz, І. М. Butenko, P. М. V'ugov, V. М. Voevodin, S. D. Lavrinenko, І. М. Neklyudov, М. М. Pylypenko, V. S. Vakhrusheva, Т. М. Buryak, G. D. Sukhomlin, V. O. Blagova, K. A. Lindt, V. I. Popov, S. V. Ladokhin, and V. B. Chernyavsky, *Nauka Innov.*, 2, No. 6: 18 (2006) (in Ukrainian).
12. G. G. Maksimovich, *Mikromekhanicheskie Issledovaniya Svoystv Metallov i Splavov* [Micromechanical Studies of the Properties of Metals and Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1974) (in Russian).
13. Nouredine Selmi and Ali Sari, *Adv. Mater. Phys. Chem.*, 3, No. 2: 168 (2013).