

Микола БЄЛАШ, Іван ПЕТЕЛГУЗОВ, Володимир САВЧЕНКО, Сергій КЛИМЕНКО

**ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ ЗІ СПЛАВУ Zr-1% Nb
З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ КИСНЮ**

*Науково-технічний комплекс «Ядерний паливний цикл»
Національного наукового центру «Харківський фізико-технічний інститут»
вул. Академічна 1, м. Харків, 61108. E-mail: belash@kipt.kharkov.ua*

Mykola BELASH, Ivan PETELGUZOV, Volodymyr SAVCHENKO, Sergiy KLIMENKO

**PROPERTIES OF Zr-1% Nb WELD SEAM MATERIAL WITH INCREASED
CONTENT OF OXYGEN**

*Scientific and Technological Department “Nuclear Fuel Cycle”
National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology”
1, Akademicheskaya Str., Kharkiv, 61108, Ukraine. E-mail: belash@kipt.kharkov.ua*

ABSTRACT

Zirconium-based alloys are among the main structural materials for fuel assemblies (FA) and fuel rod claddings. In recent decades, there were developed a number of zirconium alloys with improved mechanical properties, radiation resistance, and low corrosion rate in water coolants. These are such alloys as improved Zircaloy-4 (PCA-11 and PFA-2G) (USA); M5 (France); VAZ-01 (Japan); E110K (Russia) and others. These alloys are characterized by increased oxygen content (0.12...0.20 wt.%).

Welding processes, resulting in formation of a metastable α' -phase of Zr with deformed hcp lattice in the heat-affected zone and in the weld, are essential for processes of manufacturing fuel rods and FAs.

The aim of this work is to study the mechanical properties, low cycle fatigue resistance and corrosion resistance of the material of weld joints obtained by the arc welding (AW) and electron-beam welding (EBW) methods of Zr-1 wt.% Nb products with an oxygen content of up to 0.13 wt.%.

The investigations performed demonstrated that increasing the oxygen content in Zr-1% Nb fuel rod tubes from 0.05...0.06 wt.% (E110) to 0.12...0.13 wt.% (Zr1Nb) increases the microhardness, strength limit, yield stress and low cycle fatigue resistance (LCFR) of the weld joint metals obtained by AW and EBW methods.

The weld joint metal microhardness does not depend on the welding method and equals 2.3...2.5 GPa for Zr1Nb, and 1.7...2.0 GPa for E110, which exceeds these values for the initial materials: 1.9...2.1 GPa and 1.3...1.5 GPa, respectively. The mechanical properties obtained from testing of annular specimens made from the fuel rod tubes in the initial state, demonstrate that due to the higher oxygen content, Zr1Nb tubes have a higher strength limit and yield stress than E110 tubes (~1.4 times higher at the temperature of 20°C and ~1.2 times higher at the temperature of 350°C).

Zr1Nb alloy is inferior in plasticity to E110 alloy. Its relative elongation (δ_0) is 25±2%, while the relative elongation of E110 samples is 33±2%. At a higher temperature (350°C), the relative elongation of these materials is almost the same and increases to 40...42%.

The strength limit (σ_B) and yield stress ($\sigma_{0.2}$) values of Zr1Nb and E110 weld joint metal are higher by 10...20% at room temperature, and by 40% at 350°C as compared with their values for the base metal in the initial state. Their plasticity, accordingly, reduces by 2...3 times which is demonstrated by the relative elongation values of the weld joint metal that are close to each other and equal 10...12% at room temperature and 14...16% at 350°C.

The obtained data indicate that like for the pure zirconium, the effect of oxygen strengthening of Zr-1% Nb alloy is more pronounced at low temperatures. The low-temperature strengthening can be caused by the interaction of dislocations with oxygen atoms embedded in the zirconium lattice.

With temperature increase, the deformation mechanism of zirconium alloys changes, as evidenced by elimination of the difference between the strength and plasticity parameter values of the studied Zr1Nb and E110 alloys. One of the probable deformation mechanisms in this case could be a mechanism associated with nonconservative motion of vacancies in screw dislocation jogs.

Increased strength and reduced plasticity of the weld joint metal after melting of Zr1Nb and E110 tubes is caused by formation of a metastable α' -phase during cooling. Increasing strength by formation of a α' -phase, results in a more significant growth of the strength parameters at the temperature of 350°C (40% at 350°C and 10...20% at 20°C) as compared with the initial state.

The results of low cycle fatigue (LCF) testing indicate that the metal of Zr1Nb and E110 weld joints at the deformation amplitude of 3 mm demonstrates lower LCF resistance (1.4 and 2.8 times, respectively) than the base metal of initial fuel rod tubes. At the same time, the LCF resistance of the weld joint metal samples made of Zr1Nb is on average 1.8 times higher than that of the similar samples made of E110.

The corrosion rates of Zr1Nb and E110 weld joint samples tested in the environment similar to VVER-1000 coolant at the temperature of 350°C and test base of 500 h, are close to each other and to the values of the tubes in the initial state. By increasing the test base, the difference in the corrosion rate of the sample weld joints increases compared with the fuel rod samples.

KEY WORDS: zirconium alloys, oxygen, weld joints, mechanical properties, low cycle fatigue, corrosion resistance.

Сплави на основі цирконію є одними із основних конструкційних матеріалів тепловідільних збірок (ТВЗ) та оболонок твєлів. В останні десятиліття розроблено ряд сплавів цирконію, які мають підвищені механічні властивості і радіаційну стійкість та невисокі швидкості корозії у водних теплоносіях. Це такі сплави, як удосконалений циркалой-4 (PCA-11 та PFA-2G) (США); M5 (Франція); VAZ-01 (Японія); E110K (Росія), тощо [1, 2]. Характерною особливістю наведених сплавів є підвищений вміст кисню (0,12...0,20 мас.%). У цьому випадку кисень, як і Nb, Fe, Sn, Cr, використовують, як легуючий елемент. Це зумовлено тим, що за концентрації $\leq 0,2$ мас.% кисень, неістотно впливаючи на корозійну тривкість, досить відчутно змінює механічні властивості сплаву. Знаходячись у твердому розчині, кисень і у чистому цирконії, і в його сплавах зумовлює підвищення границь міцності та пластичності, помітно підвищує опір термічній та радіаційній повзучості [3]. Причому значної втрати пластичності за введення кисню в згаданих межах не відбувається, а з підвищенням температури характеристики пластичності поліпшуються.

В Україні розроблена технологія виробництва сплаву Zr-1 мас.% Nb з цирконію, одержаного методом кальційтермічного відновлення із тетрафториду цирконію з подальшим рафінуванням під час електронно-променевого переплавлення, і виготовлено декілька дослідних партій твєльних труб [4]. Матеріал цих труб містить 0,12...0,16 мас.% кисню, має задовільну корозійну тривкість, підвищені характеристики міцності порівняно, для прикладу, зі штатним сплавом E110 російського виробництва [5, 6].

У практиці експлуатації твєлів і ТВЗ важливе значення має надійність роботи зварних з'єднань, які у більшості випадків знаходяться у метастабільному стані. Наприклад, при виготовленні з'єднань у виробках зі сплавів цирконію з використанням таких розповсюджених методів, як електродугове (ЕДЗ) та електронно-променеве зварювання (ЕПЗ), в зоні зварного шва плавиться матеріал і, відповідно, загартовується з області існування β -фази Zr, а в зоні термічного впливу зварного шва – із області існування β -фази Zr чи ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$).

Метою даної роботи є вивчення механічних властивостей, стійкості за малоциклової втоми, корозійної тривкості матеріалу зварних швів та з'єднань, одержаних методами ЕДЗ та ЕПЗ, у виробках зі сплаву Zr-1 мас.% Nb з вмістом кисню до 0,13 мас.%.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідні зразки виготовляли з використанням установок для ЕДЗ СА-281 (НДКІМТ, м. Москва) в середовищі очищеного аргону та для ЕПЗ ЕЛІА-15 (ВАТ «SELMІ», м. Суми). Дослідження механічних властивостей та випробування на малоциклову втому (МЦВ) матеріалу зварних швів виконували на кільцеподібних зразках, виготовлених із ділянок твєльних труб, попередньо оплавлених наскрізь товщини стінки. Після їх виготовлення з поверхні зразків знімали шар товщиною $\sim 80 \dots 100$ мкм, комбінуючи механічне шліфування та хімічне полірування. Кільцеподібні зразки для визначення характеристик міцності і пластичності мали діаметр $9,0 \times 0,6$ мм, ширину 2,7 мм, а зразки для випроб на МЦВ мали дещо більшу ширину, рівну 3,3 мм. Механічні випробування зразків проводили на установці типу 1246P-2/2300 згідно з ГОСТ 7855-84 за температури 20°C на повітрі і за температури 350°C у вакуумі $2 \cdot 10^{-3}$ Па за методикою, описаною у роботах [7, 8]. Показники міцності і пластичності матеріалу зварних швів одержували за результатами випроб п'яти-шести зразків, завантажених за схемою, приведеною на рис. 1.

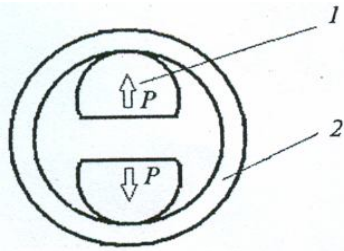


Рис. 1. Схема завантаження кільцевих зразків:
1 – опора; 2 – зразок.

Fig. 1. Annular samples loading schema: 1 – support; 2 – sample.

Випроботи на МЦВ проводили шляхом поперечної деформації С-подібних зразків з амплітудою деформації ± 3 мм у вакуумі за розрідження не меншого ніж 5×10^{-3} Па за температури 350°C згідно з методикою, описаною у роботі [9]. Стійкість зразків до МЦВ оцінювали за кількістю циклів до руйнування.

Процес окиснення вивчали на кільцеподібних зразках шириною ≤ 7 мм, які включали лише матеріал зварного шва та зони термічного впливу. Корозійні випроботи проводили в автоклавах у воді, з додаванням: 7 г/л борної кислоти H_3BO_3 ; 0,025 г/л KOH ; (0,10...0,014) г/л NH_3 , що входять до складу теплоносія першого контуру реактора ВВЕР-1000, за температури 350°C та тиску 16,5 МПа. Похибка при вимірах ваги зразків складала 0,1 мг.

Як матеріал твельних труб використовували сплав Zr-1 мас.% Nb (Zr-1% Nb), виготовлений на основі кальційтермічного цирконію (Zr1Nb) та електролітичного цирконію (E110). За хімічним складом ці матеріали суттєво відрізнялися лише за вмістом кисню. У матеріалі труб із E110 вміст кисню становив 0,05...0,06 мас.%, а в матеріалі труб із Zr1Nb – 0,12...0,13 мас.%.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Внаслідок плавлення та кристалізації матеріалу в зварних швах та нагрівання у зонах термічного впливу в сплаві Zr-1% Nb формується метастабільна α' -фаза з деформованою ГЦУ граткою. Мікроструктура α' -фази має вигляд пластин та голок мартенситного типу, що знаходяться всередині колишніх β -зерен завбільшки 150...500 мкм [10].

α' -фаза являє собою пересичений твердий розчин Nb у деформованій гратці цирконію, що зумовлює наявність підвищених внутрішніх напружень [11] та підвищену міцність і твердість металу зварних швів. Дослідження показали, що мікротвердість металу швів, одержаних методами ЕДЗ та ЕПЗ, не залежить від методу зварювання і становить для Zr1Nb 2,3...2,5 ГПа, а для E110 – 1,7...2,0 ГПа. У вихідному стані мікротвердість цих сплавів, відповідно, дорівнює 1,9...2,1 ГПа та 1,3...1,5 ГПа.

Механічні характеристики, одержані в результаті випробів кільцеподібних зразків матеріалу твельних труб у вихідному стані, свідчать, що через вищий вміст кисню труби із Zr1Nb порівняно з трубами із E110 мають вищу границю міцності та текучості (в $\sim 1,4$ рази за температури 20°C і в $\sim 1,2$ рази за температури 350°C) (табл. 1).

Таблиця 1. Механічні властивості металу швів та основного металу труб із Zr1Nb і E110 за температур 20°C і 350°C

Table 1. Short-term mechanical properties of the weld seam material and the main metal of Zr1Nb and E110 tubes at 20°C and 350°C

№ пар тії	Матеріал	Метод зварювання	Температура випробувань					
			20°C			350°C		
			$\sigma_{\text{в}}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\delta_{0,2}$ %	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\delta_{0,2}$ %
1	Zr1Nb	вих. стан	571±10	465±23	25±2	248±10	218±18	40±2
2		ЕДЗ	672±14	547±24	12±1	347±10	312±10	16±1
3		ЕПЗ	612±30	514±20	14±2	276±16	236±10	17±2
4	E110	вих. стан	400±25	326±14	33±2	210±10	178±10	42±2
5		ЕДЗ	435±22	361±15	10±2	300±25	276±30	14±2
6		ЕПЗ	420±10	340±25	13±2	230±18	193±25	15±2

За пластичністю сплав Zr1Nb поступається сплаву E110. Так відносне видовження (δ_0) кільцеподібних зразків із Zr1Nb становить $25\pm 2\%$, а зразків із E110 – $33\pm 2\%$. За вищої температури (350°C) відносне видовження цих матеріалів практично однакове і збільшується до $40\text{...}42\%$ (табл. 1).

Значення границь міцності (σ_B) і текучості ($\sigma_{0,2}$) металу швів, одержаних ЕДЗ, із Zr1Nb і E110 за кімнатної температури є вищими на $10\text{...}20\%$, а за температури 350°C – на 40% порівняно із їхніми значеннями для основного металу у вихідному стані. Але їх пластичність при цьому знижується відповідно у $2\text{...}3$ рази. Відносні видовження металу зварних швів є практично однакові і становлять за кімнатної температури $10\text{...}12\%$, а за 350°C – $14\text{...}16\%$.

Виготовлення зразків з використанням методу ЕПЗ також підвищує міцність і знижує пластичність металу швів, але в меншій мірі проти швів, виготовлених методом ЕДЗ. Збільшення границь міцності і пластичності для металу швів із Zr1Nb і E110 за температур 20°C і 350°C не перевищує 10% , а їх пластичність є дещо вищою, ніж для швів, одержаних ЕДЗ. За температури 20°C середні значення відносного видовження для обох матеріалів становлять $13\text{...}14\%$, а за 350°C – $15\text{...}17\%$.

Одержані дані свідчать, що як і для чистого цирконію [12], ефект зміцнення сплаву Zr-1% Nb киснем більш яскраво виражений за низької температури. Згідно з даними робіт [5, 11], причиною низькотемпературного зміцнення може бути взаємодія дислокацій з втіленими у ґратку цирконію атомами кисню. Наявність кисню сприяє ковзанню вздовж непрізматичних площин і може змінити (залежно від його концентрації в цирконії) систему ковзання та інтенсифікувати двійникування.

З підвищенням температури механізм деформації сплавів цирконію змінюється, про що свідчать нівелювання різниці за значеннями показників міцності та пластичності досліджених сплавів Zr1Nb і E110. Одним із вірогідних механізмів деформації у цьому випадку може бути механізм, запропонований Су і Хіггінсом [13], який ґрунтується на неконсервативному переміщенні вакансій на сходинках гвинтових дислокацій.

Підвищення міцності та зниження пластичності металу зварних швів після оплавлення трубок із Zr1Nb і E110 методами ЕДЗ та ЕПЗ зумовлене утворенням у процесі охолодження метастабільної α' -фази. Внаслідок зміцнення шляхом утворення α' -фази зростання показників міцності є більшим за температури 350°C (40% при 350°C і $10\text{...}20\%$ при 20°C) порівняно з вихідним станом зразків із Zr1Nb і E110. Такий характер зміни механічних властивостей підтверджує зроблений у роботі [11] висновок про те, що механізми зміцнення цирконієвих сплавів киснем та за рахунок утворення метастабільної α' -фази діють незалежно один від одного.

Короткочасні механічні властивості зразків металу швів із Zr1Nb та E110 свідчать, що показники міцності при 20°C на $\sim 50\%$, а при 350°C на $\sim 20\%$ вищі, для швів із Zr1Nb. Значення відносного видовження для металу швів цих матеріалів за обох температур є близькими.

Таблиця 2. Результати випроб на МЦВ металу швів та основного металу труб із Zr1Nb і E110

Table 2. Results of low-cycle fatigue testing for the weld seam material samples and Zr1Nb and E110 tube samples

Матеріал	Кількість циклів до руйнування
Zr1Nb (основний метал)	1072; 1052
E110 (основний метал)	1163; 1143
Zr1Nb (метал шва)	734; 742
E110 (метал шва)	411; 419

Результати випроб на МЦВ свідчать, що метал швів на сплавах Zr1Nb та E110 при амплітуді деформації ± 3 мм виявляє меншу стійкість до МЦВ проти основного металу твельних труб у вихідному стані, відповідно, в $1,4$ та в $2,8$ рази (табл. 2). Імовірно, це пов'язано із залишковими напруженнями в металі швів, які виникли під час їх охолодження. Ці напруження можуть впливати двома шляхами [14, 15]. По-перше, залишкові напруження накладаються на напруження

від зовнішнього навантаження і можуть впливати на коефіцієнт асиметрії циклу навантаження, що, в свою чергу, зумовить підвищення швидкості росту тріщин. По-друге, залишкові напруження впливають на величину пластичної зони в околі вершини тріщини. Водночас стійкість зразків металу швів, виготовлених із Zr1Nb, випробуваних на МЦВ, є вищою в середньому в $1,8$ рази

порівняно з аналогічними зразками, виготовленими із E110, що, ймовірно, зумовлено сприятливим впливом на стійкість до руйнування при МЦВ ніобію та кисню, розчинених в α' -фазі, та мікродвійників, утворених під час швидкого охолодження.

Результати тривалих випроб макетів твелів у автоклавах у бідистильованій воді та у воді складу теплоносія реактора ВВЕР-1000 за температури 350°C і тиску 16,5 МПа, які наведено в роботах [16, 17], свідчать, що зони металу шва і термічного впливу мають різні швидкості окиснення порівняно з основним металом труби. Наприклад, після 10000 год випроб у місцях розташування металу швів макетів твелів формувалась оксидна плівка сірого кольору, в зоні термічного впливу – білого кольору, а на поверхні основного металу труб – чорного кольору з характерним блиском. За результатами визначення товщини оксидної плівки на макетах твелів після корозійних випроб встановлено, що її товщина в зонах металу шва та термічного впливу в 2,0...2,5 рази перевищує товщину оксидної плівки на основному металі труб і становить 10...16 мкм [17].

Детальніше вивчення кінетики окиснення металу зварних з'єднань на циліндричних зразках із досліджуваних сплавів порівняно зі зразками у вихідному стані свідчить, що за тривалості випроб до 500 год швидкості окиснення зразків зварних з'єднань і зразків труб із Zr1Nb та E110 мають близькі значення (рис. 2).

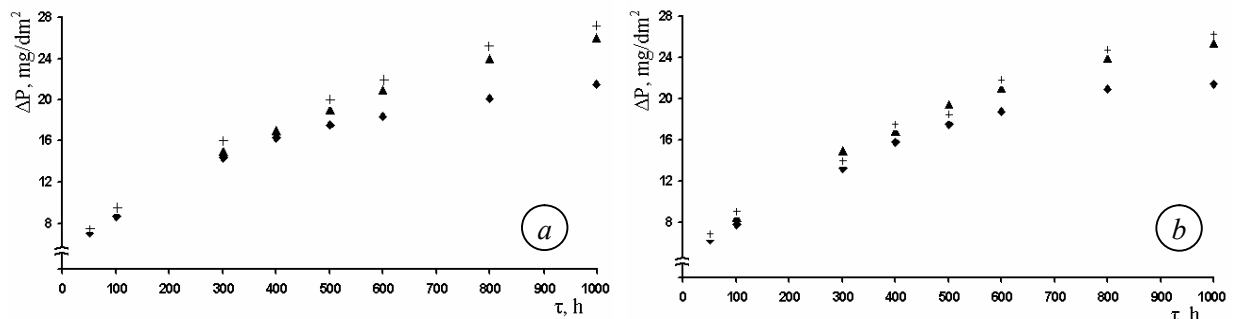


Рис. 2. Зміна приросту ваги (ΔP) від часу випробувань (τ) зразків зі зварними з'єднаннями, одержаними ЕДЗ і ЕПЗ. Зразки витримували у теплоносії для реактора ВВЕР-1000 за температури 350°C, тиску 16,5 МПа: *a* – Zr1Nb; *b* – E110; ◆ – вихідний стан; ▲ – зварне з'єднання після ЕДЗ; + – зварне з'єднання після ЕПЗ.

Fig. 2. Function of weight increase (ΔP) versus testing time (τ) of the weld joint material obtained by electroarc and electron beam welding with exposure to WWER-1000 coolant at 350°C and 16.5 MPa: *a* – Zr1Nb; *b* – E110; ◆ – exit condition; ▲ – weld joint after electroarc welding; + – weld joint after electron beam welding.

Це можна пояснити тим, що початкова стадія окиснення характеризується процесом адсорбції кисню на поверхні металу, його дисоціацією та розчиненням у металі [18]. На наступному етапі відбувається зростання концентрації кисню за рахунок дифузії. Зі зміною механізму окиснення спостерігається послідовне збільшення різниці в прирості ваги зразків зі зварними з'єднаннями порівняно із зразками труб у вихідному стані. Наприклад, після 1000 год корозійних випроб приріст ваги зразків труб із сплавів Zr1Nb і E110 у вихідному стані рівняється відповідно 21,5 мг/дм² і 21,4 мг/дм², а приріст ваги зразків зі зварними з'єднаннями становить для цих матеріалів відповідно 26,0 мг/дм² і 25,4 мг/дм². Така різниця в швидкості корозії, ймовірно, пов'язана з тим, що α' -фазі властиві більші значення константи реакції цирконію з киснем порівняно з рівноважним твердим розчином ніобію в цирконії, остільки для неї характерні підвищені внутрішні напруження та концентрація мікродфектів.

Близькі значення швидкостей корозії зразків зварних з'єднань, одержаних методом ЕДЗ в атмосфері очищеного аргону та ЕПЗ у високому вакуумі, свідчать про достатньо високу чистоту металу зварного шва після ЕДЗ в аргоні.

ВИСНОВКИ

Підвищення вмісту кисню у твельних трубах зі сплаву Zr-1% Nb з 0,05...0,06 мас.% (E110) до 0,12...0,13 мас.% (Zr1Nb) збільшує мікротвердість, границі міцності, текучості та опір малоциклової утомі металу зварних швів, одержаних методами ЕДЗ та ЕПЗ. За кімнатної

температури характеристики міцності металу зварних швів із Zr1Nb вищі у 1,5 рази, а при 350°C – в 1,2 рази порівняно з відповідними показниками для сплаву E110. Відносно видовження металу швів на сплавах Zr1Nb та E110 слабо залежить від зміни вмісту кисню у наведених межах і має близькі значення і за кімнатної температури, і за температури 350°C. Підтверджено, що механізми зміцнення сплаву Zr-1% Nb киснем та за рахунок утворення метастабільної α' -фази діють незалежно один від одного.

Показано, що швидкості корозії зразків зі зварними з'єднаннями із сплавів Zr1Nb та E110, випробуваних у середовищі, що за складом відповідає теплоносію для ВВЕР-1000 за температури 350°C і бази випроб 500 год, близькі між собою та із значеннями для труб у вихідному стані. При збільшенні бази випроб різниця у значеннях швидкості корозії зразків зварних з'єднань зростає порівняно із зразками твельних труб.

ЛІТЕРАТУРА

1. Махова В.А., Пиляев А.С. Разработка новых циркониевых сплавов для оболочек твэлов водородных реакторов // Атомная техника за рубежом. – 1994. – № 12. – С. 3-11.
2. Солонин М.И., Решетников Ф.Г., Йолтуховский А.Г., Никулина А.В. Новые конструкционные материалы активных зон ядерных энергетических установок // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 4. – С. 17-27.
3. Завьялов А.Р., Займовский А.С., Кантельцев А.М., Маркелов П.П., Никулина А.В., Перегуд М.М. Влияние химического состава и микроструктуры на сопротивление ползучести циркониевых сплавов // Тр. конф. по реакторному материаловед. – Алушта, 29 мая–1 июня, 1978. – Т. 6. – С. 154-173.
4. Вахрушева В.С., Сухомлин Г.Д., Дергач Т.А. Комплексная оценка качества изготовленных в Украине первых опытных партий труб – оболочек ТВЭЛ из сплава Zr1Nb // Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 1999. – Вып. 2 (77). – С. 27-32.
5. Черняева Т.П., Стукалов А.И., Грицина В.М. Кислород в цирконии. Обзор. – Харьков, НТК ЯТЦ ННЦ ХФТИ, 1999. – 112 с.
6. Ковалев В.В., Киселевский В.Н., Борисенко В.А., Бухановский В.В. Высокотемпературная прочность циркониевого сплава КТЦ-110 // Проблемы прочности. – 2004. – № 3. – С. 124-133.
7. ОИ 001.325-91. Методика выполнения испытаний для определения характеристик механических свойств кольцевых образцов от труб по ТУ 95.405-89 при растяжении. – Введ. 19.09.91.
8. Федотов П.В., Лошманов Л.П., Костюхина А.В. Влияние кратковременной обработки на механические свойства сплава Э110 // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 5. – С. 67-73.
9. Клименко С.П., Стукалов А.И., Рагулина Н.И., Грицина В.М. Конструкция вакуумной установки и режимы испытаний твэльных труб из цирконий-ниобиевых сплавов на малоцикловую усталость // Вопросы атомной науки и техники. Тр. конф. Проблемы циркония и гафния в атомной энергетике. 14-19 июня 1999 г., г. Алушта, Украина. Сб. трудов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 1999. – С. 112-113.
10. Белаш Н.Н., Татаринцов В.Р., Буколов А.Н., Яковлев В.К., Рагулина Н.И. Исследование влияния режимов электродуговой и контактной стыковой сварки на параметры и свойства сварных швов изделий из сплава Zr1Nb // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 3. – С. 53-56.
11. Шабалдов П.В., Никулина А.В., Агеенкова Л.Е., Кожевникова Н.В. Структура и свойства сплавов циркония с ниобием, ВНИИМ, М, 1977. – 41 с.
12. Дуглас Д. Металловедение циркония. – М.: Атомиздат, 1975. – 360 с.
13. Masubuchi Koichi. Analysis of welded structures: residual stresses, distortions and their consequences. – Oxford, Pergamon Press, 1980. – 642 p.
14. Винокуров В.А. Сварочные деформации и напряжения. – М.: Машиностроение, 1968. – 236 с.
15. Bethune J.T., Williams C.D. $\alpha/(\alpha+\beta)$ Boundary in the Zr-Nb System // J. Nucl. Mater. – 1969. – V. 29. – P. 129-132.
16. Красноручий В.С., Петельгузов И.А., Яковлев В.К., Белаш Н.Н., Родак А.Г., Пасенов Ф.А., Савченко В.И., Слабоспицкая Е.А., Ищенко Н.И. Исследование моделей твэлов реактора ВВЭР-1000, изготовленных из кальциетермического циркониевого сплава Zr1Nb, после длительных коррозионных испытаний // Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» – 2003. – № 3 (83). – С. 101-107.
17. Белаш Н.Н., Петельгузов И.А., Рагулина Н.И., Савченко В.И., Яковлев В.К., Сиренко С.А., Слабоспицкая Е.А., Ищенко Н.И. Материаловедческие исследования соединений изделий из сплава Zr1Nb (КТЦ-110), полученных электронно-лучевой и электродуговой сваркой // Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, 10-15 июня 2002 г., г. Алушта, Украина. Сб. трудов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. – С. 161-162.
18. Парфенов Б.Г., Герасимов В.В., Венедиктова Г.И. Коррозия циркония и его сплавов. – М.: Атомиздат, 1967. – 257 с.