

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 28.41.Bm, 61.82.Bg, 62.20.fq, 62.20.Hg, 62.23.Pq, 81.05.Ni, 81.40.Lm

Сопротивление микроползучести и длительная прочность сплавов на основе циркония с нанофазным упрочнением

В. Г. Ткаченко, А. И. Кондрашев, А. Н. Малка, П. М. Романко,
А. И. Дехтяр*, В. И. Бондарчук*

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Академика Кржижановского, 3,
03142 Киев, Украина*

**Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

Характер дисперсного упрочнения циркониевых сплавов системы Zr–1,5Sn–1Nb с содержанием частиц ZrO₂ (< 5 нм) был изучен в исходном литом (после электродуговой плавки) и деформированном состояниях. Для этого использовались методы РФЭС и ТЭМ с оценкой скоростной чувствительности напряжений при длительном нагружении в условиях релаксации. Полученные результаты показывают, что при 673 К, по сравнению со стареющими сплавами, наноупрочнённые сплавы обладают большим сопротивлением ползучести. При этом сопротивление ползучести и длительная прочность существенно повышаются с концентрацией наноразмерных частиц ZrO₂ в интервале от 0,5% до 1,2% из-за роста термического сопотривления их гетерофазной структуры. Термически активированное распределение межфазных дислокаций от дисперсоидов считается наиболее вероятным механизмом нанодисперсного упрочнения указанных сплавов в полном соответствии с известной термической Rosler–

Corresponding author: Oleksandr Mykolayovych Malka
E-mail: n7049@meta.ua

*I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Academician Krzhyzhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: V. G. Tkachenko, O. I. Kondrashev, O. M. Malka, P. M. Romanko, O. I. Dekhtyar, and V. I. Bondarchuk, Microcreep-Resistance and Long-Term Strength of the Zirconium-Based Alloys with Nanophase Strengthening, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 10: 1321–1334 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.10.1321.

Azrt–Wilkinson-моделью. Полученные данные могут быть полезными при изготовлении ТВЭЛов (оболочечных труб) для ядерной энергетики.

Ключевые слова: нанофазное упрочнение, дисперсное упрочнение, прочность, пластичность, ползучесть.

Характер дисперсного зміцнення стопів на основі цирконію в системі Zr–1,5Sn–1Nb, які містять часточки ZrO₂ (< 5 нм), було вивчено у вихідному виливаному (після електродугового витоплювання) та деформованому станах, з використанням РФЕС, електронної мікроскопії й експериментів зі стрибком напруги. Одержані результати свідчать про те, що при 673 К нанозміцнений стоп має більший опір плазучості, ніж старіючі стопи. Опір плазучості та тривала міцність істотно підвищуються при зростанні концентрації наночастинок ZrO₂ в інтервалі від 0,5% до 1,2% внаслідок термічного опору їх гетерофазної структури. В якості найбільш ймовірного механізму нанодисперсного зміцнення вказаних стопів розглядається подібний до раніше відомого, що відповідає теоретичній Rosler–Azrt–Wilkinson-концепції, механізм термічно активованого відриву міжфазних дислокацій від дисперсоїдів. Одержані дані можуть бути корисними при виготовленні ТВЕЛів (оболонкових труб) для ядерної енергетики.

Ключові слова: нанофазне зміцнення, дисперсне зміцнення, міцність, пластичність, плазучість.

Dispersion strengthening behaviour of zirconium-based alloys of the Zr–1.5Sn–1Nb system containing nanoparticles of ZrO₂ (less than 5 nm) is studied in the as-cast (after electro-arc melting) and wrought conditions using X-ray photoelectron spectroscopy, electron microscopy as well as constant-rate tensile tests and differential-stress creep experiments. The obtained results indicate that nanostrengthened alloys at 673 K are more creep resistant than their age-hardened and precipitation strengthening counterparts. Their features have substantial desirable improvements in creep resistance and long-term strength with increasing of ZrO₂-nanoparticles' concentration in a range from 0.3% to 1.2% due to the greater thermal resistance of their heterogeneous structure. The most probable mechanism of nanodispersion strengthening is assumed similar to known one as thermally activated detachment of interfacial dislocations from dispersoids according to current theoretical Rosler–Azrt–Wilkinson concept. These results could be useful for manufacturing the fuel elements (clad tubes) for the nuclear power engineering.

Key words: nanophase strengthening, dispersive strengthening, strength, plasticity, creep.

(Получено 9 августа 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время циркониевые сплавы системы Zr–Sn–Nb часто используются в качестве материала оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) для энергетических ядерных реакторов с водя-

ным теплоносителем, температура которого не превышает 663 К [1]. Однако в будущем актуальным становится повышение температуры теплоносителя до 723 К и выше. При таких температурах сплавы циркония с оловом и ниобием начинают распадаться из-за перестаривания гетерофазной системы сплава. В процессе длительного дисперсионного твердения происходит частичная разблокировка сформированной дислокационной структуры, и такие разупрочнённые сплавы уже не удовлетворяют новым требованиям к материалам оболочек ТВЭЛ.

При введении частиц оксидов La_2O_3 или Y_2O_3 микронных размеров в количестве 7 об.% предел прочности циркония при растяжении образцов возрастает более чем в полтора раза [2], однако из-за хрупкости этих материалов и существенного повышения сечения радиационного поглощения тепловых нейтронов атомами La и Y, они не могут быть использованы при изготовлении оболочек ТВЭЛ. Так как дисперсноупрочнённые материалы в своём составе не должны содержать элементов с большим сечением поглощения нейтронов весьма перспективным по литературным данным [3, 4] считается упрочнение металлов наноразмерными частицами оксидов и нитридов.

Из-за отсутствия перестаривания нанодисперсное упрочнение расширяет интервалы термической стабилизации фазового состава и дислокационно-вакансионной структуры с упрочнением межфазных поверхностей. Внутреннее окисление также вызывает эффект нанофазного упрочнения тугоплавких металлов и их сплавов на основе оксида циркония. В частности, в системе Zr–Nb образуются частицы оксида циркония размером в несколько нанометров [4]. При этом предел текучести увеличивается в $\cong 2,5$ раза. Вместе с тем, в технологии литых сплавов на основе циркония осуществить этот способ упрочнения не представляется возможным.

Целью работы является поиск закономерностей формирования дисперсноупрочнённых сплавов в системе Zr–Sn–Nb– ZrO_2 с оценкой термического сопротивления отдельных элементов гетерофазной структуры для повышения сопротивления ползучести при 673 К этих сплавов с нанодисперсными частицами оксида циркония, а также кратковременной и длительной прочности. Для достижения поставленной цели были получены сплавы в системе Zr–Sn–Nb– ZrO_2 , исследованы структура и механические свойства сплавов при кратковременных (293 и 673 К) и длительных (673 К) испытаниях. Результаты исследований проанализированы в рамках существующих моделей дисперсного упрочнения металлов и сплавов.

2. МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В качестве объектов исследования выбраны сплавы, содержащие в

матрице 97,5% масс. Zr, 1,5% масс. Sn, 1% масс. Nb (далее Zr–1,5Sn–1Nb) и наночастицы ZrO_2 (нм-ZrO₂) с концентрацией 0,5% масс. и 1,2% масс. Для получения сплавов использовали цирконий йодидный, ниобий НБШОО, олово с содержанием основного элемента 99,9% и порошок ZrO_2 моноклинной модификации с размером частиц 3–5 нм. Методики получения порошка ZrO_2 , определения размера частиц и исследования механических свойств сплавов описаны в работе [5]. Использованы образцы сплавов в исходном литом состоянии, а также образцы горячекованого сплава Zr–1,5Sn–1Nb–1,2 нм-ZrO₂, изготовленного по режиму: ковка при 973–1073 К, истинная деформация $\varepsilon = 1,5$ и отжиг в течение 30 минут при 973 К. Электронные спектры сплавов циркония регистрировали с помощью прибора JSPM фирмы JEOL (Япония) после очистки образцов нагревом в вакууме при давлении остаточных газов 10^{-7} Па.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В процессе охлаждения сплавов на основе циркония при температуре $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращения происходит фазовый переход β -твёрдого раствора Sn и Nb на основе Zr с ОЦК-решёткой в α -твёрдый раствор с ГПУ-решёткой. При этом в процессе бездиффузионного превращения формируется мартенситоподобная структура сплавов (рис. 1).

Электронно-микроскопическими исследованиями α -твёрдого раствора обнаружены включения α' -фазы, которая образует пересыщенный твёрдый раствор легирующих элементов в Zr и распределяется в виде дискретных нановолокон диаметром 30–50 нм и дли-

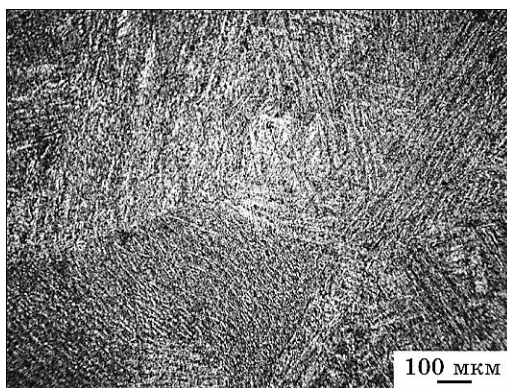


Рис. 1. Мартенситная структура сплава Zr–1,5Sn–1Nb–1,2 нм-ZrO₂ в исходном литом состоянии.

Fig. 1. Martensitic structure of the Zr–1.5Sn–1Nb–1.2 nm-ZrO₂ alloy in the as-cast state.

ной 1,5 мкм (рис. 2). Фотоэлектронные спектры (рис. 3) подтверждают наличие в системе Zr–Sn–Nb–ZrO₂ наноразмерных частиц оксида циркония (нм-ZrO₂), на том основании, что энергия связи электронов пика Zr3d_{5/2} (182 эВ) соответствует электронным переходам для ZrO₂ [6].

По данным механических испытаний (табл. 1) введение в сплав Zr–1,5Sn–1Nb нерастворимых наноразмерных частиц ZrO₂ обуславливает значительное увеличение предела прочности и предела текучести, которые продолжают увеличиваться с ростом концентрации частиц нм-ZrO₂. Относительное удлинение, достаточно низкое при комнатной температуре, становится значительным при 673 К. Горячая ковка образца сплава Zr–1,5Sn–1Nb–1,2 нм-ZrO₂ обуславливает дальнейшее улучшение механических свойств.

Результаты кратковременных и длительных испытаний (рис. 4, табл. 1) указывают на существование перехода от равномерного удлинения и, соответственно, поперечного сужения, к локализации сдвига. Наночастицы оказывают сопротивление движению дислокаций с образованием дислокационных скоплений и полей обратных напряжений, которые увеличивают вклад равномерного удлинения и предотвращают преждевременное разрушение из-за локализации сдвига. Следует заметить, что кованный сплав Zr–1,5Sn–1Nb–1,2 нм-ZrO₂ при температуре 673 К имеет более высокие характеристики пластичности ($\delta = 19,7\%$) и равномерного удлинения (6%) по сравнению с исходным литым состоянием ($\delta = 12,1\%$ и 4%

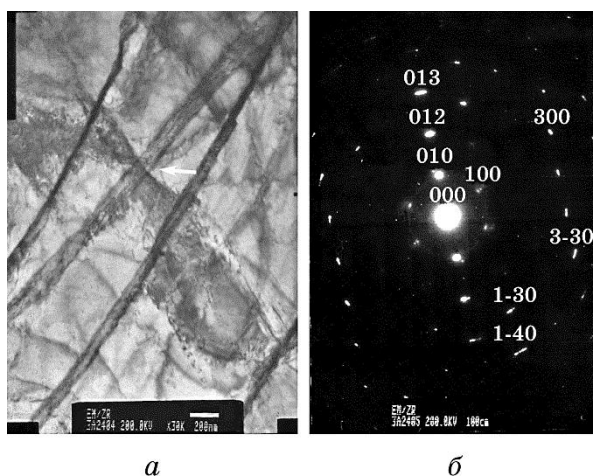


Рис. 2. Структура литого сплава Zr–1,5Sn–1Nb–1,2 нм-ZrO₂ с картиной электронной микродифракции.

Fig. 2. Structure of the as-cast alloy Zr–1.5Sn–1Nb–1.2 nm-ZrO₂ with a pattern of electron microdiffraction.

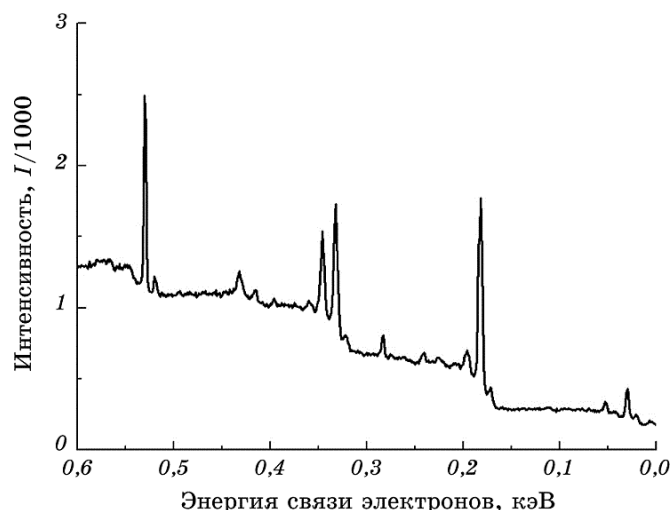


Рис. 3. Фотоэлектронный спектр сплава Zr-1,5Sn-1Nb-1,2 нм-ZrO₂ в интервале энергий связи до 600 эВ.

Fig. 3. The photoelectron spectrum of the Zr-1.5Sn-1Nb-1.2 nm-ZrO₂ alloy in the binding energy range up to 600 eV.

соответственно), склонным к локализации деформации (рис. 4). Тот факт, что мелкодисперсные частицы, равномерно расположенные в матрице сплава, обеспечивают однородную пластическую деформацию сплава, подтверждается данными [7].

Чистые металлы обладают высокой пластичностью и деформируются при малых напряжениях. Имеется несколько способов их упрочнения: закрепление дислокаций растворенными атомами; противодействие движению дислокаций путём создания ближнего порядка; увеличение плотности дислокаций, приводящее к пере-

ТАБЛИЦА 1. Механические свойства литых сплавов в системе Zr-Sn-Nb-нм-ZrO₂ при кратковременных испытаниях на растяжение.

TABLE 1. Mechanical properties of as-cast alloys of the system Zr-Sn-Nb-nm-ZrO₂ at short-term tensile tests.

Состав сплава	Предел прочности	Предел текучести	Удлинение δ, %
	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	
Zr-1,5Sn-1Nb	214	147	13,8
Zr-1,5Sn-1Nb-0,5 нм-ZrO ₂	270	213	12,2
Zr-1,5Sn-1Nb-1,2 нм-ZrO ₂	294	234	12,1
Zr-1,5Sn-1Nb-1,2 нм-ZrO ₂ (кованый слиток)	431	267	19,7

плетению дислокаций; введение в металлы и их сплавы ультрадисперсных частиц другой фазы. В результате чего материал может выдерживать напряжения сдвига, достигающие одной сотой модуля сдвига [8].

В дисперсноупрочнённых сплавах матрица является основным компонентом, передающим нагрузку. Дисперсные частицы оказывают сопротивление подвижным дислокациям. Принципиальным является выяснение механизма взаимодействия дислокаций с частицами второй фазы. Преодоление таких далекодействующих барьеров скользящими дислокациями происходит по механизмам их перерезания или обхода (огибания). Ультрадисперсные частицы второй фазы обнаруживаются на ранней стадии распада стареющих сплавов. Частицы такой фазы имеют изоморфную матрице кристаллическую решётку, когерентно сопряжены с ней и перерезаются скользящими дислокациями [9]. Активация этого механизма становится невозможной в случае наноразмерных частиц оксида цирко-

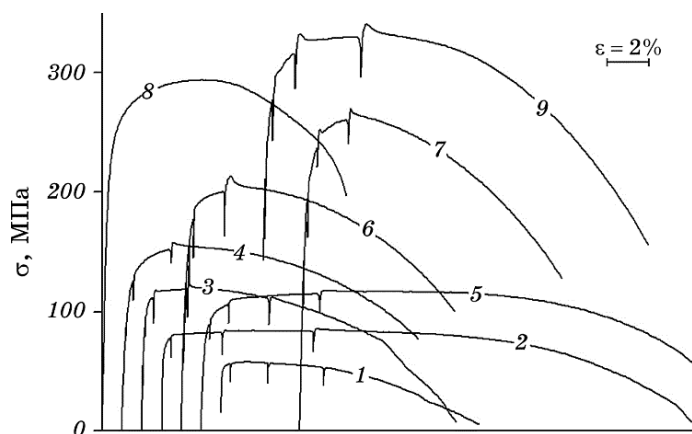


Рис. 4. Диаграммы растяжения циркония и его сплавов с промежуточными разгрузками при 673 К (кривые разгрузки показаны не полностью): 1 — Zr-(I) (сырьё), 2 — Zr-(I) (сырьё) + TMO — 1,5, 3 — Zr-(I) слиток 1 HV = 1294 МПа, 4 — Zr-(I) слиток 2 HV = 1422 МПа, 5 — Zr-(I) слиток 2 + TMO — 0,3, 6 — Zr-1Nb-1,5Sn, 7 — Zr-1Nb-1,5Sn-0,5 нм-ZrO₂, 8 — Zr-1Nb-1,5Sn-1,2 нм-ZrO₂, 9 — Zr-1Nb-1,5Sn-1,2 нм-ZrO₂ + TMO — 1,5; TMO — термомеханическая обработка; Zr-(I) — цирконий йодидный.

Fig. 4. Tensile diagrams of zirconium and its alloys with intermediate unloading at 673 K (discharge curves are not shown in full): 1—Zr-(I) (feedstock), 2—Zr-(I) (feedstock) + TMO — 1.5, 3—Zr-(I) ingot 1 HV = 1294 MPa, 4—Zr-(I) ingot 2 HV = 1422 MPa, 5—Zr-(I) ingot 2 + TMT — 0.3, 6—Zr-1Nb-1.5Sn, 7—Zr-1Nb-1.5Sn-0.5 nm-ZrO₂, 8—Zr-1Nb-1.5Sn-1.2 nm-ZrO₂, 9—Zr-1Nb-1.5Sn-1.2 nm-ZrO₂ + TMT — 1.5; TMT—thermomechanical treatment; Zr-(I)—zirconium of iodide.

ния, обладающих чрезвычайно высокими прочностью, модулями упругости и сдвига, а также атомным несоответствием с матрицей.

Об огибании скользящими дислокациями наноразмерных частиц тугоплавких соединений в дисперсноупрочнённых металлах и сплавах свидетельствуют результаты исследований в работах [4, 9, 10]. В частности, обход дислокациями частиц оксида бериллия размерами 7 нм установлен во внутренне окислённом сплаве меди с бериллием [9], частиц оксида циркония размером 4–7 нм — в сплавах на основе ниобия [4, 10], молибдена, ванадия, тантала [4].

Чтобы установить влияние каждого легирующего элемента на сопротивление ползучести, были проведены эксперименты на ползучесть для проверки силового закона (рис. 5 и 6). Видно, что в результате введения в цирконий олова, ниобия и наноразмерных частиц оксида циркония значительно повышается его сопротивление ползучести, которое зависит от концентрации нанофазы ZrO_2 .

Дефицит пластичности и вязкости многих металлических систем сплавов обусловлен локализацией деформации и растяжением свободных зон выделениями [11]. Однородное распределение нерастворимых нанофазных частиц является наиболее эффективным методом, предотвращающим преждевременное разрушение из-за

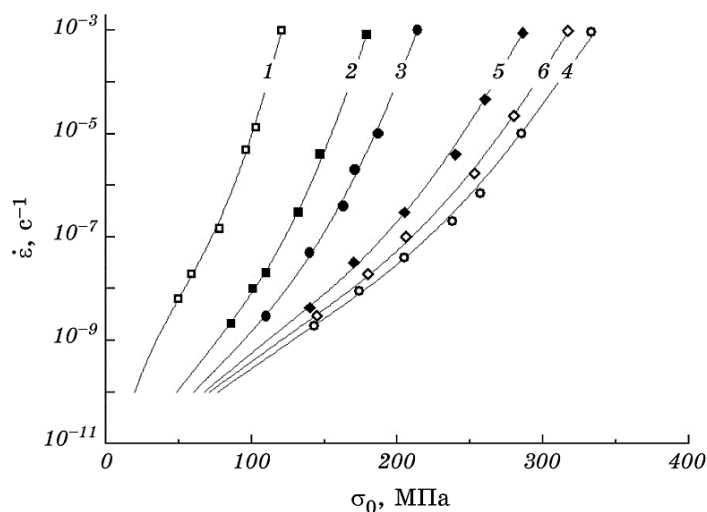


Рис. 5. Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения для циркония и его сплавов при 673 К: 1 — Zr, 2 — Zr-1Nb, 3 — Zr-1Nb-1,5Sn, 4 — Zr-1Nb-1,5Sn-1,2 нм-ZrO₂, 5 — Zr-1Nb-3Sn, 6 — Zr-1Nb-3Sn-1,2 нм-ZrO₂.

Fig. 5. Steady-state creep rate as function of the stress for zirconium and its alloys at 673 K: 1—Zr, 2—Zr-1Nb, 3—Zr-1Nb-1.5Sn, 4—Zr-1Nb-1.5Sn-1.2 nm-ZrO₂, 5—Zr-1Nb-3Sn, 6—Zr-1Nb-3Sn-1.2 nm-ZrO₂.

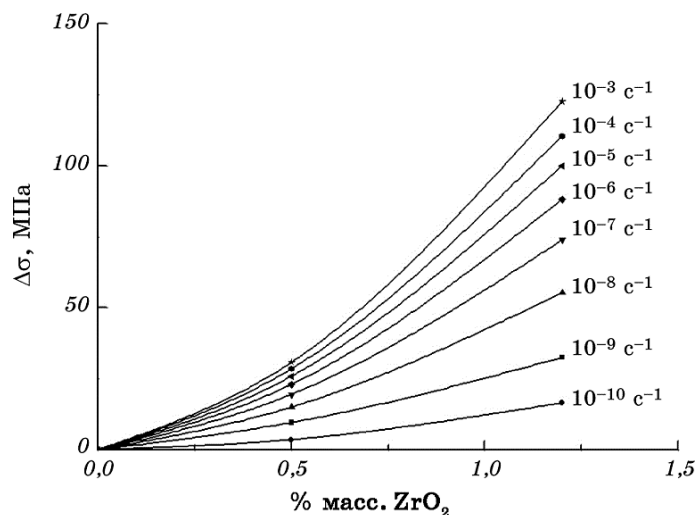


Рис. 6. Влияние концентрации наночастиц ZrO_2 размерами 3–5 нм в сплавах циркония на повышение сопротивления ползучести при 673 К.

Fig. 6. Effect of concentration of ZrO_2 nanoparticle (of 3–5 nm) in zirconium alloys on the increase of the creep resistance at 673 K.

сдвига и поэтому обеспечивающим достижение оптимальной комбинации кратковременных и длительных металлических свойств.

Важно подчеркнуть, что с уменьшением скорости $\dot{\epsilon}$ микротекучести (подвижности дислокаций) от 10^{-3} до 10^{-10} s^{-1} эффект нанодисперсного упрочнения становится менее выраженным, особенно для медленных дислокаций, взаимодействующих с дальнедействующими барьерами — дисперсоидами ($\dot{\epsilon} \geq 10^{-10}$ s^{-1}) (рис.6).

4. ДИСКУССИЯ

Когда дислокации «продавливаются» между частицами, на последних, согласно модели Орована, остаются дислокационные петли [12]. В связи с этим прирост предела прочности определяется из выражения:

$$\tau_{op} = 0,6 \frac{Gb}{r} \sqrt[3]{f_v}, \quad (1)$$

где G — модуль сдвига матрицы, b — модуль вектора Бюргерса, r — радиус частицы, f_v — объёмная концентрация упрочняющей фазы.

Эта формула является приблизительной. Более точные значения атермических пороговых напряжений получаются при расчётах по выведенному нами выражению, полученному с использованием

теории дислокаций. Если допустить, что дислокации выгибаются на препятствиях под действием внутренних напряжений, то предел прочности можно вычислить из соотношения:

$$\tau_i = \frac{2\alpha Gb}{(d/f_v^{3/2}) - 2b}, \quad (2)$$

где d — диаметр частицы, α — постоянная, равная $1/(2\pi)$.

Таким образом, при продавливании дислокаций между частицами около дисперсных частиц остаются дислокационные петли, которые эффективно уменьшают свободные расстояния между частицами. Связанное с этим увеличение напряжения, необходимое для движения дислокаций через область с дисперсными частицами, является в этом случае причиной дисперсного упрочнения металлов и сплавов.

Механические свойства сплавов циркония приведены в табл. 2.

Расчёты на прочность по данным испытаний на растяжение при 293 К и 673 К (табл. 2) убеждают в том, что атермический механизм Орована [13] в данном случае не является контролирующим механизмом нанодисперсного упрочнения. Эти данные согласуются скорее не с атермическим механизмом, а с более вероятным термически активируемым дислокационным механизмом.

Активация и интерпретация возможного термического механизма Орована вносит значительную неопределённость при экстраполяции экспериментальных данных, в том числе скоростей ползучести $\dot{\epsilon}(\sigma, T)$. Его термическая активация искажает истинную температурную зависимость предела ползучести в условиях дисперсионного твердения, тогда как термически активированный отрыв

ТАБЛИЦА 2. Пределы прочности σ_b сплавов Zr-1,5Sn-1Nb- x ZrO₂ при 293 К и 673 К.

TABLE 2. Tensile strength σ_b of alloys Zr-1.5Sn-1Nb- x ZrO₂ at 293 K and 673 K.

Содержание ZrO ₂		293 К			673 К		
		Вычисления		Эксперимент	Вычисления		Эксперимент
		$E = 103$ ГПа $G = 38,43$ ГПа $b = 0,3223$ нм			$E = 73,9$ ГПа $G = 25,57$ ГПа $b = 0,3223$ нм		
% масс.	f_v	d , нм	σ_b , МПа	σ_b , МПа	d , нм	σ_b , МПа	σ_b , МПа
0	0	—	484	484	—	214	147
0,5	0,0056964	22,7	560	573	22,1	270	213
1,2	0,0136584	6,6	872	596	14,2	341	234

межфазных дислокаций от дисперсоидов, как правило, с низкой энергией активации (э.а.) [13–15], напротив, может быть механизмом, контролирующим скорость дислокационной ползучести в нанодисперсных системах при напряжениях ниже атермического порогового напряжения (рис. 4, 6 и табл. 2).

Если существует притяжение между подвижными дислокациями и наночастицами, то из-за снижения линейного натяжения (избыточной энергии) межфазные дислокации могут обходить наночастицы по механизму локального восхождения [13, 14]. В этом случае пороговое напряжение торможения обеспечивается э.а. отрыва межфазных дислокаций от наночастиц, которая зависит не от размера наночастиц, а от длины свободного пробега между ними $1/\lambda$.

Для проверки Rosler–Azrt–Wilkinson-модели [14, 15], связывающей дисперсное упрочнение с длиной свободного пробега дислокаций, в экспериментах и расчётах необходимо исключить эффект размножения дислокаций в процессе нагружения. К сожалению, по известной методике температурных скачков [16] нам не удалось с достаточной точностью определить активационные параметры (э.а. U^* и активационный объём (а.о.) V^*) наиболее вероятного термически активируемого дислокационного механизма дисперсного упрочнения из-за сильного размножения дислокаций, вызванного шейкообразованием в исследованных сплавах. Вместе с тем по предварительным оценкам а.о. ($60\text{--}70 b^3$) не зависит от температуры и скорости ползучести (до $500\text{--}600^\circ\text{C}$), что указывает на высокое термическое сопротивление исследованной структуры (рис. 1 и 2). При этом процесс дисперсного упрочнения происходит в области 400°C с энергией активации приблизительно 2,8 эВ. Следует особо подчеркнуть, что в условиях, исключающих размножение дислокаций [17], по данным прецизионных измерений дискретного температурного спектра внутреннего трения иодидного $\alpha\text{-Zr}$ (на частотах порядка 1 Гц) энергия связи подвижных дислокаций с растворёнными атомами кислорода (до 0,15%) при 400°C не превышает 2,0 эВ в поле циклических напряжений. Если учесть, что в $\alpha\text{-Zr}$, модифицированном ниобием (элементом замещения), его термические сегрегации на подвижных дислокациях также вызывают эффект торможения [18], то следует ожидать увеличения энергии связи выше 2,0 эВ.

Таким образом, есть все основания утверждать, что отрыв связанных дислокаций с минимальным натяжением на межфазной поверхности при 400°C происходит с энергией активации в пределах 2,0–2,8 эВ.

5. ВЫВОДЫ

1. Для системы Zr–Nb–Sn разработан метод введения наночастиц

ZrO₂ (≤ 5 нм) в жидкий сплав.

2. Наличие наночастиц ZrO₂, измеримый эффект и активация механизма нанофазного упрочнения литых сплавов подтверждаются данными РФЭС, измерениями модуля упругости, сопротивления ползучести и длительной прочности при 673 К.

3. Сопротивление ползучести и длительная прочность сплава при 400°C увеличиваются с повышением концентрации нм-ZrO₂ от 0,5% до 1,2%.

4. Метод нанофазного упрочнения открывает новые возможности для формирования более однородной структуры, задерживающей преждевременное разрушение исследованных сплавов. Равномерное распределение наночастиц ZrO₂ минимизирует локализацию сдвига и повышает термическое сопротивление дисперсионно-упрочнённого сплава до более высоких температур, например, по сравнению с дисперсионным твердением.

5. Расчёты на прочность указывают на то, что процесс нанофазного упрочнения контролируется не атермическим механизмом Орована, а термически активируемым дислокационным механизмом отрыва дислокаций в поле упругих напряжений наночастиц. Эффект нанофазного торможения согласуется с моделью Rosler–Arzt–Wilkinson отрыва межфазных дислокаций с минимальным линейным натяжением и их переползания для обхода дальнедействующих барьеров.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. С. Займовский, А. В. Никулина, Н. Т. Решетников, *Циркониевые сплавы в ядерной энергетике* (Москва: Энергоатомиздат: 1994).
2. К. И. Портной, Б. Н. Бабич, *Дисперсноупрочнённые материалы* (Москва: Металлургия: 1974).
3. А. Н. Демидик, А. С. Драчинский, И. И. Иванова, А. В. Перепёлкин, Ю. Н. Подрезов, Г. Ф. Саржан, В. И. Трефилов, И. М. Федорченко, С. А. Фирстов, *Порошковая металлургия*, № 7: 69 (1983).
4. А. Д. Коротаяев, А. Н. Тюменцев, В. Ф. Суховаров, *Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов* (Новосибирск: Наука: 1989).
5. В. Г. Ткаченко, А. И. Кондрашев, Е. В. Дудник, П. М. Романко, М. С. Глабай, *Наноструктурное материаловедение*, № 3–4: 49 (2014).
6. В. И. Нефедов, *Рентгеноэлектронная спектроскопия химических соединений* (Москва: Химия: 1984).
7. *Физическое металловедение* (Ред. Р. У. Кан, П. Т. Хаазен) (Москва: Металлургия: 1987), т. 3.
8. W. A. Spitzig, *Acta Metallurgica*, 29, Iss. 8: 1359 (1981).
9. R. L. Jones, *Acta Metallurgica*, 17, Iss. 3: 229 (1969).
10. Г. А. Веденяпин, Ю. А. Душин, Л. И. Емильянова, Л. Ф. Новиков, Г. Н. Пархута, *Физ. мет. металловед.*, 47, № 5: 972 (1979).
11. P. S. Gilman, *The Physical Metallurgy of Mechanically Alloyed Dispersion*

- Strengthened Al–Li–Mg and Al–Li–Cu Alloys. Aluminum–Lithium Alloys* (Eds. T. H. Sanders and E. A. Starke) (Monterey, CA: 1983).
12. Ж. Фридель, *Дислокации* (Москва: Мир: 1967).
 13. M. E. Kassner, *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys* (Oxford: Butterworth-Heinemann: 2015).
 14. E. Arzt and D. S. Wilkinson, *Acta Metallurgica*, **34**, Iss. 10: 1893 (1986).
 15. J. Rösler and E. Arzt, *Acta Metallurgica et Materialia*, **38**, Iss. 4: 671 (1990).
 16. H. Conrad, *J. Metals*, **16**, Iss. 7: 582 (1964).
 17. V. G. Tkachenko, K. H. Kim, B. G. Moon, and A. S. Vovchok, *J. Mater. Sci.*, **46**, Iss. 14: 4880 (2011).
 18. I. Charit and K. L. Murty, *J. Nucl. Mater.*, **374**, Iss. 3: 354 (2008).

REFERENCES

1. A. S. Zaymovskiy, A. V. Nikylna, and N. T. Reshetnikov, *Tsirkoniyevye Splavy v Yadernoy Energetike* [Zirconium Alloys in Nuclear Power Engineering] (Moscow: Energoatomizdat: 1994) (in Russian).
2. K. I. Portnoy and B. N. Babich, *Dispersnouprochnennye Materialy* [Dispersion-Strengthened Materials] (Moscow: Metallurgiya: 1974) (in Russian).
3. A. N. Demidik, A. S. Drachinskiy, I. I. Ivanova, A. V. Perepyolkin, Yu. N. Podrezov, G. F. Sarzhan, V. I. Trefilov, I. M. Fedorchenko, and S. A. Firstov, *Poroshkovaya Metallurgiya*, No. 7: 69 (1983) (in Russian).
4. A. D. Korotaev, A. N. Tyumentsev, and V. F. Sukhovarov, *Dispersnoe Uprochneniye Tugoplavkikh Metallov* [Dispersion-Strengthening of Refractory Metals] (Novosibirsk: Nauka: 1989) (in Russian).
5. V. G. Tkachenko, A. I. Kondrashev, E. V. Dudnik, P. M. Romanko, and M. S. Glabay, *Nanostrukturnoe Materialovedenie*, Nos. 3–4: 49 (2014) (in Russian).
6. V. I. Nefedov, *Rentgenoelektronnaya Spektroskopiya Khimicheskikh Soedineniy* [X-Ray Photoelectron Spectroscopy of Chemical Compounds] (Moscow: Khimiya: 1984) (in Russian).
7. *Fizicheskoe Metallovedenie* [Physical Metallurgy] (Eds. R. W. Cahn and P. T. Haasen) (Moscow: Metallurgiya: 1987), vol. 3 (Russian translation).
8. W. A. Spitzig, *Acta Metallurgica*, **29**, Iss. 8: 1359 (1981).
9. R. L. Jones, *Acta Metallurgica*, **17**, Iss. 3: 229 (1969).
10. G. A. Vedenyapin, Yu. A. Dushin, L. I. Emil'yanova, L. F. Novikov, and G. N. Parkhuta, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **47**, No. 5: 972 (1979) (in Russian).
11. P. S. Gilman, *The Physical Metallurgy of Mechanically Alloyed Dispersion Strengthened Al–Li–Mg and Al–Li–Cu Alloys. Aluminum–Lithium Alloys* (Eds. T. H. Sanders and E. A. Starke) (Monterey, CA: 1983).
12. J. Friedel, *Dislokatsii* [Dislocations] (Moscow: Mir: 1967) (Russian translation).
13. M. E. Kassner, *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys* (Oxford: Butterworth-Heinemann: 2015).
14. E. Arzt and D. S. Wilkinson, *Acta Metallurgica*, **34**, Iss. 10: 1893 (1986).
15. J. Rösler and E. Arzt, *Acta Metallurgica et Materialia*, **38**, Iss. 4: 671 (1990).

16. H. Conrad, *J. Metals*, **16**, Iss. 7: 582 (1964).
17. V. G. Tkachenko, K. H. Kim, B. G. Moon, and A. S. Vovchok, *J. Mater. Sci.*, **46**, Iss. 14: 4880 (2011).
18. I. Charit and K. L. Murty, *J. Nucl. Mater.*, **374**, Iss. 3: 354 (2008).