

УДК 539.4, 539.25

DOI: 10.17223/00213411/63/11/9

А.Ю. ЕРОШЕНКО, Ю.П. ШАРКЕЕВ, М.А. ХИМИЧ, П.В. УВАРКИН,
А.И. ТОЛМАЧЕВ, И.А. ГЛУХОВ, Е.В. ЛЕГОСТАЕВА

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb *

Представлены результаты термической стабильности микроструктуры и механических свойств ультрамелкозернистых сплавов Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb после длительного термического воздействия при температуре 400 °С. Показано, что в сплаве Zr – 1 мас. % Nb в ультрамелкозернистом состоянии с увеличением продолжительности отжига от 5 до 360 ч наблюдается рост структурных элементов (зерна, субзерна, фрагменты) матричной фазы α -Zr и частиц β -Nb, что обусловлено процессами рекристаллизации и приводит к разупрочнению сплава и снижению микротвердости и предела текучести. Установлено, что отжиг вплоть до 360 ч не оказывает влияния на размер структурных элементов матричной β -фазы в сплаве Ti – 45 мас. % Nb, но способствует заметному росту зерен α - и ω -фаз. Выявлено, что разупрочнение сплава Ti – 45 мас. % Nb и уменьшение его механических характеристик связано с процессами возврата на границах зерен, с ростом наноразмерных зерен α - и ω -фаз и уменьшением их вклада в дисперсионное упрочнение.

Ключевые слова: сплавы Zr – 1 мас. % Nb и Ti – 45 мас. % Nb, ультрамелкозернистая микроструктура, термостабильность, фазовый состав, механические свойства.

Введение

Развитие современного медицинского материаловедения диктует особые требования к разработке новых материалов на основе биоинертных металлов. В настоящее время большое внимание уделяется задачам повышения функциональных свойств материалов для медицинских имплантатов, включающих не только биологическую, но и биомеханическую совместимость без дополнительного упрочнения за счет легирования «токсичными» элементами. Согласно литературному анализу, перспективным направлением является разработка биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия с низким модулем упругости [1–3]. Модуль упругости титана и среднепрочных титановых сплавов находится в пределах 100–120 ГПа, что значительно выше модуля упругости костной ткани. Содержание ниобия в сплаве системы титан – ниобий до 40–45 мас. % приводит к стабилизации β -фазы и уменьшению модуля упругости до 55–60 ГПа, что сопоставимо с модулем упругости кортикальной кости (30–40 ГПа) [2]. Цирконий, легированный ниобием, так же как и титановые сплавы, обладает высокой коррозионной стойкостью, прочностью и биоинертностью и применяется в медицине. Модуль упругости сплавов системы цирконий – ниобий находится в пределах 60–100 ГПа в зависимости от структурно-фазового состояния и содержания ниобия [3].

Широкое применение указанных сплавов в медицине ограничено их недостаточно высокими прочностными свойствами, такими, как пределы прочности и текучести, твердость и др. Для титана, легированного ниобием до 45 мас. %, предел текучести составляет 340 МПа, а предел прочности – 480 МПа [4], что ниже уровня механических свойств среднепрочных титановых сплавов медицинского применения. Получение объемной наноразмерной (НС) и/или ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплавах за счет деформационных обработок, в том числе методами интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяет обеспечить значительное повышение конструкционной прочности материала и решить проблему повышения механических свойств [5].

Существенное отличие физико-механических свойств УМЗ- и НС-металлов и сплавов от крупнокристаллических (КК) аналогов связано с особенностями их микроструктуры, прежде всего с большой объемной долей неравновесных границ зерен, высокой концентрацией дефектов на границах зерен и в приграничных областях, высокой плотностью дислокаций в теле зерен [6, 7]. Одним из основных вопросов развития научных основ получения НС/УМЗ-сплавов является решение задачи, связанное со стабильностью их структурно-фазового состояния и механических свойств и с получением оптимальных механических характеристик в результате последующих

* Работа выполнена в рамках госзадания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.2.

термообработок. В настоящее время в России и за рубежом активно проводятся работы по получению и исследованию УМЗ-металлов и сплавов [6–9]. Однако в современной литературе отсутствуют системные экспериментальные данные о микроструктуре, особенностях структурно-фазового состояния и механических свойствах УМЗ-биоинертных сплавов медицинского назначения после длительного термического воздействия.

Цель работы – анализ влияния длительного термического воздействия на микроструктуру и механические свойства УМЗ-сплавов $Zr - 1 \text{ мас. \% Nb}$ ($Zr-1Nb$) и $Ti - 45 \text{ мас. \% Nb}$ ($Ti-45Nb$).

Материалы и методы исследования

В качестве материала исследования выбраны сплавы $Zr-1Nb$ и $Ti-45Nb$ в УМЗ-состоянии. УМЗ-состояние в исследуемых сплавах получали комбинированным методом ИПД, который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [10, 11]. На первом этапе применяли трехцикловое *abc*-прессование. Температура заготовки после каждого цикла прессования ступенчато понижалась в интервале 500–400 °С. При этом каждый цикл состоял из трехкратного прессования при заданной температуре. После каждого процесса заготовку поворачивали на 90° вокруг продольной оси, перпендикулярной направлению предыдущего прессования. Величина относительной деформации заготовок при каждом прессовании составляла 40–50 %. На втором этапе заготовки деформировали в процессе многоходовой прокатки при комнатной температуре до суммарной степени деформации 75 %. Прокатка обеспечивала дополнительное измельчение зерна и формирование более однородной структуры, созданной в объеме заготовок на этапе прессования [10]. Для снижения остаточных напряжений и повышения пластичности после прокатки заготовки в виде прутков с размерами 6×6×400 мм подвергали одночасовому отжигу при температуре 350 °С в аргоне.

Вырезанные из прутков образцы УМЗ-сплавов отжигали при температуре 400 °С в течение 5, 10, 24, 120, 240 и 360 ч также в аргоне. Выбранная температура отжигов намного ниже температуры фазовых превращений в системах $Zr-Nb$ и $Ti-Nb$ и соответствует диапазону между температурой верхнего предела термостабильности (350 °С) [12] и температурой начала рекристаллизации (500 °С) УМЗ-состояния для исследуемых сплавов [13].

Микроструктуру образцов анализировали на просвечивающем электронном микроскопе (JEOL JEM 2100). Микротвердость измеряли по Виккерсу на микротвердомере Duramin 5. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили с помощью дифрактометра ДРОН-7 в CoK_{α} -излучении. Механические испытания на сжатие образцов были выполнены на испытательной машине Alter+Bai AG LFM-125 при скорости деформации $3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Исследования проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ», ИФПМ СО РАН. Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) рассчитывали методом секущей по светлопольным и темнопольным изображениям [14]. Микроструктурные исследования, РФА и измерение микротвердости проводили для поперечного сечения прутка.

Результаты и их обсуждение

Типичные электронно-микроскопические изображения УМЗ-микроструктуры сплавов $Zr-1Nb$ и $Ti-45Nb$ после ИПД представлены на рис. 1. Видно, что для обоих сплавов характер УМЗ-микроструктуры подобен. Наблюдаются как фрагменты и субзерна, так и уже сформировавшиеся зерна. Характерной особенностью УМЗ-микроструктуры для обоих сплавов является присутствие на светлопольных изображениях в большом количестве контуров экстинкции, свидетельствующих о наличии остаточных упругих напряжений и искажений кристаллической решетки. Внутри субзерен присутствует развитая дислокационная субструктура.

На микродифракционных картинах для сплавов $Zr-1Nb$ (рис. 1, а, вставка) и $Ti-45Nb$ (рис. 1, в, вставка) наблюдается большое количество точечных рефлексов разной интенсивности, расположенных по окружностям, что указывает на присутствие как большеугловых, так и малоугловых разориентаций на границах субзерен и зерен. Расшифровка микродифракций для сплава $Zr-1Nb$ выявила наличие рефлексов высокой интенсивности от основной фазы α - Zr (ГПУ-решетка) и низкой интенсивности от фазы β - Nb (ОЦК-решетка). Следует отметить, что на светлопольных изображениях частицы фазы β - Nb явно не наблюдаются, и поэтому они были дополнительно идентифицированы методом микрорентгеноспектрального анализа. Средний размер элементов структуры матричной α -фазы циркония составил 0.2 мкм, а размеры частицы фазы β - Nb варьировались в диапазоне 0.01–0.03 мкм (рис. 1, а, б).

На микродифракционных картинах сплава Ti–45Nb идентифицированы рефлексы трех фаз: матричной β -фазы на основе твердого раствора титана или ниобия (ОЦК-решетка), α -фазы титана (ГПУ-решетка) и неравновесной ω -фазы (ГП-решетка). На светлопольных изображениях микроструктуры сплава наблюдаются матричные субзерна β -фазы и более мелкие наноразмерные зерна глобулярной формы α -фазы, которые локализуются в стыках и на границах зерен β -фазы (рис. 1, а, з). Формированию частиц α -фазы преимущественно равноосной глобулярной формы способствует повышенная плотность дислокаций в УМЗ-структуре, которая влияет на состояние межфазных α/β -границ и, следовательно, на механизмы их миграции [15, 16]. Средний размер структурных элементов β -фазы составил 0.2 мкм, а для α -фазы – 0.05 мкм. По объему зерен β -фазы равномерно распределяются эллипсоидные частицы ω -фазы с размерами 0.01–0.02 мкм (рис. 1, д).

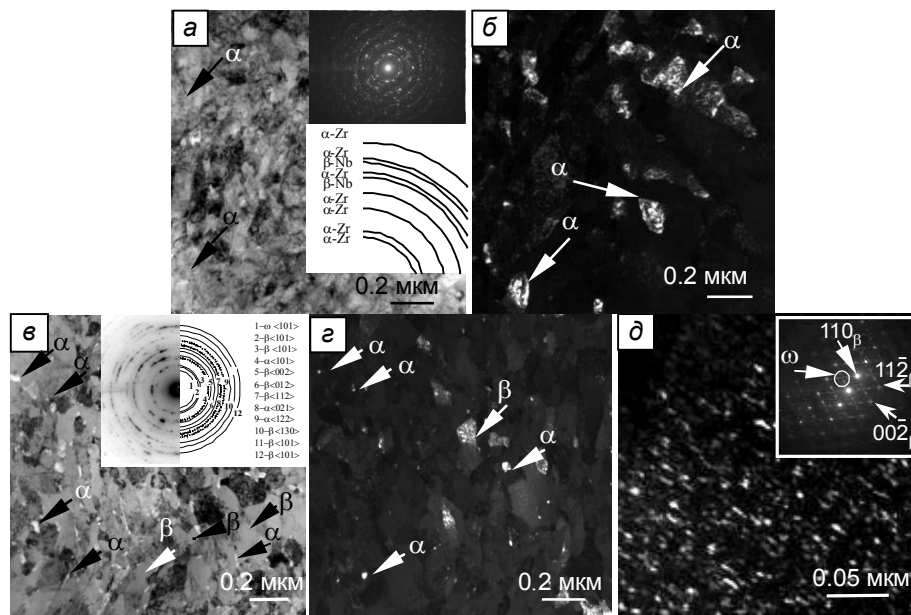


Рис. 1. Светлопольные электронно-микроскопические с соответствующими микродифракциями (а, в) и темнопольные (б, г, д) изображения микроструктуры сплавов Zr–1Nb (а, б) и Ti–45Nb (в–д) в УМЗ-состоянии. Стрелками показаны α -, β - и ω -фазы

На рис. 2 и 3 приведены изображения микроструктуры УМЗ-сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb после отжигов при температуре 400 °С в интервале 5–360 ч. При длительности отжига, равной 5 ч, средний размер структурных элементов для сплава Zr–1Nb увеличивается до 0.28 мкм. На изображениях микроструктуры в локальных местах появляются достаточно четкие субзеренные границы (рис. 2, а). Дальнейшее увеличение длительности отжигов от 10 до 24 ч приводит к возрастанию доли субзерен, имеющих форму, близкую к равноосной. Средний размер структурных элементов составил 0.29 и 0.31 мкм при длительности отжига 10 и 24 ч соответственно (рис. 2, б, в). Отжиг в течение 120 ч способствует дальнейшему укрупнению субзерен, средний размер которых равен 0.36 мкм (рис. 2, г). При более длительных термических воздействиях в течение 240 и 360 ч происходит дальнейшее совершенствование границ субзерен и перераспределение дислокаций (рис. 2, д, е). В отдельных областях наблюдаются зерна с четкими равновесными границами (рис. 2, е). Размер структурных элементов матричной фазы α -Zr находится в диапазоне 0.39–0.49 мкм, что соответствует УМЗ-состоянию. Размеры частиц β -Nb несколько увеличиваются при отжиге в течение 360 ч и составляют 0.015–0.04 мкм по сравнению с состоянием без отжигов (0.01–0.03 мкм).

Для сплава Ti–45Nb в ходе отжигов в интервале 5–10 ч изменение общего характера УМЗ-микроструктуры не происходит, а в теле субзерен сохраняется дислокационная субструктура (рис. 3, а, б). При длительности отжигов, равной 24 ч, происходит совершенствование границ зерен (рис. 3, в). С увеличением длительности отжигов до 120 ч наблюдается увеличение ширины контуров экстинкции (рис. 3, г), что указывает на формирование равновесной структуры за счет релаксации внутренних напряжений и протекания процессов возврата на границах субзерен. При

этом фазовый состав сплава Ti–45Nb сохраняется. При термическом воздействии в течение 240 и 360 ч характер УМЗ-структуры качественно не меняется. Продолжается совершенствование границ субзерен, снижается плотность дислокаций, что свидетельствует о дальнейшем переходе в более равновесное состояние.

На светло- и темнопольных изображениях в сплаве Ti–45Nb после отжигов в интервале 120–360 ч присутствуют зерна и субзерна β - и α -фаз, а также наночастицы ω -фазы, которые локализованы в теле субзерен β -фазы (рис. 3, *з–е*). Отметим, что в ходе отжигов зерна α -фазы сохраняют глобулярную форму, а зерна ω -фазы – эллипсоидную. На микродифракциях, представленных на рис. 3, *з–е*, вставки, показаны рефлексы от идентифицированных трех фаз.

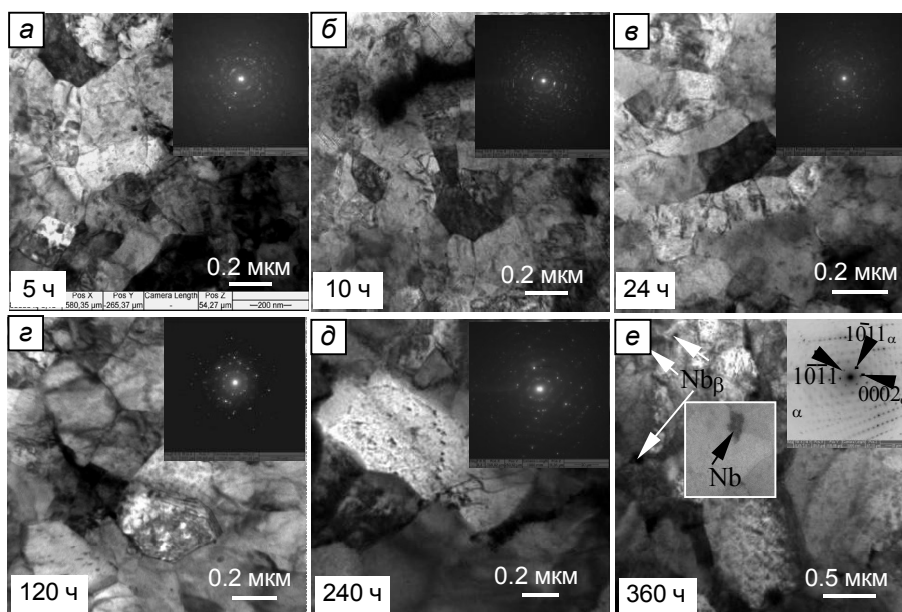


Рис. 2. Светлопольные электронно-микроскопические изображения с соответствующими микродифракциями УМЗ-сплава Zr–1Nb (*а–е*) после отжигов (400 °C) при длительности, ч: *а* – 5; *б* – 10; *в* – 24; *г* – 120; *д* – 240; *е* – 360

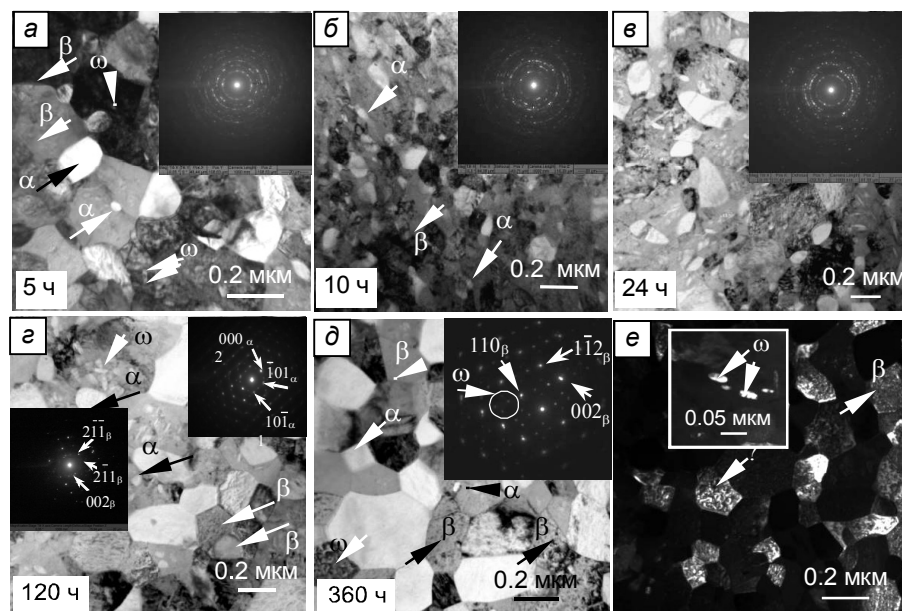


Рис. 3. Светлопольные электронно-микроскопические с соответствующими микродифракциями (*а–д*) и темнопольное (*е*) изображения УМЗ-сплава Ti–45Nb после отжигов (400 °C) при длительности, ч: *а* – 5; *б* – 10; *в* – 24; *г* – 120; *д*, *е* – 360

В результате отжигов в интервале 5–360 ч средний размер β -фазы практически не меняется и находится в диапазоне 0.2–0.24 мкм. Некоторый разброс значений среднего размера структурных

элементов β -фазы, по-видимому, связан с ростом уже существующих зерен β -фазы и появлением новых зерен за счет эволюции дислокационной структуры внутри фрагментов и формирования новых границ при нагреве. В то же время увеличение продолжительности отжигов от 5 до 360 ч способствует заметному росту размеров структурных элементов зерен α - и ω -фаз. Так, после отжига при длительности 360 ч средний размер элементов α -фазы увеличивается практически в 3 раза и равен 0.14 мкм, а ω -фазы – в 4 раза и составил 0.06 мкм.

Для изучения фазовых превращений в исследуемых сплавах был проведен РФА, результаты которого представлены на рис. 4. Согласно данным РФА, в УМЗ-сплаве Zr–1Nb присутствует только основная фаза α -циркония (рис. 4, а). Рефлексы от второй фазы – частиц β -Nb, которые были выявлены при расшифровке микродифракций в результате анализа просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), методом РФА не удалось идентифицировать. На дифрактограммах, полученных для исходного УМЗ-состояния, преимущественная ориентация зерен соответствует направлению (101), что может указывать на наличие кристаллографической текстуры, формирующейся в результате ИПД. С увеличением продолжительности отжигов наблюдается уменьшение уширения рентгеновских линий, что говорит о релаксации внутренних напряжений. После отжигов отмечается изменение интенсивности пиков от зерен основной фазы α -Zr для отражений (002) и (101), что может свидетельствовать об эволюции текстуры. При этом изменения фазового состава после отжигов не происходит.

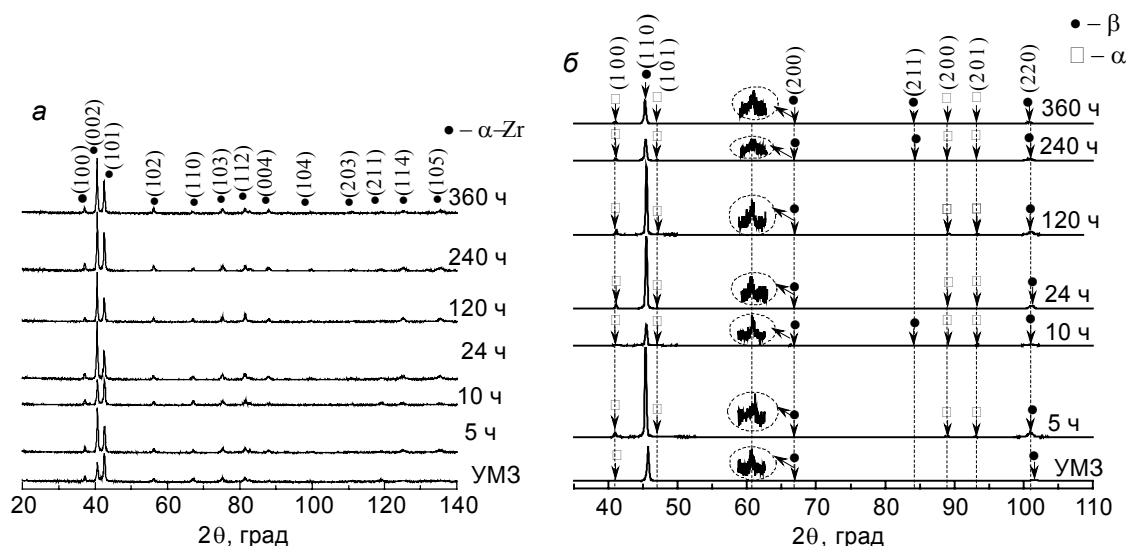


Рис. 4. Дифрактограммы сплавов Zr–1Nb (а) и Ti–45Nb (б) в УМЗ-состоянии и после отжигов (400 °С) в интервале 5–360 ч

На дифрактограммах для исходного УМЗ-состояния сплава Ti–45Nb характерна преимущественная ориентация зерен β -фазы в направлении (110), а зерен α -фазы – в направлении (100), что свидетельствует о наличии кристаллографической текстуры (рис. 4, б). Сравнение дифрактограмм образцов сплава Ti–45Nb, подвергнутых отжигам при различной длительности, показывает изменение соотношения интенсивностей между рефлексами основной β -фазы, что, по-видимому, связано с трансформацией в результате нагрева кристаллографической текстуры, сформированной в результате ИПД. После отжигов в течение 5–360 ч для Ti–45Nb обнаружены рефлексы от β - и α -фаз. Методом РФА ω -фазу не удалось идентифицировать, вероятно, вследствие ее малой объемной доли, которая составляет около 2–3 % для всех исследуемых образцов, согласно данным ПЭМ.

Количественный анализ показывает, что в результате отжига в течение 5 ч объемная доля α -фазы несколько увеличивается до 6 % по сравнению с исходным УМЗ-состоянием, где объемная доля α -фазы составляет 5 %. В ходе дальнейшего увеличения продолжительности отжигов до 360 ч объемная доля α -фазы достигает 8 %. По-видимому, количество α -фазы в УМЗ-сплаве Ti–45Nb может увеличиваться вследствие ее зарождения на границах β -зерен (превращение $\beta \rightarrow \alpha$) или на ω -частицах (превращение $\omega \rightarrow \alpha$), а также за счет увеличения размеров α -зерен при термическом воздействии [17].

В таблице приведены экспериментальные данные по влиянию длительности отжигов τ при температуре 400 °С на средний размер структурных элементов $d_{\text{ср}}$, микротвердость H_{μ} и предел текучести $\sigma_{0.2}$ (при сжатии) для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в КК- и УМЗ-состояниях. На основе этих данных для сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb были получены зависимости $d_{\text{ср}}(\tau)$, $H_{\mu}(\tau)$ и $\sigma_{0.2}(\tau)$, которые представлены на рис. 5.

Влияние длительности отжигов при температуре 400 °С на средний размер структурных элементов и механические свойства УМЗ-сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb

Состояние	Zr–1Nb			Ti–45Nb				
	$d_{\text{ср}}$, мкм	H_{μ} , МПа	$\sigma_{0.2}^*$, МПа	$d_{\text{ср}}$, мкм			H_{μ} , МПа	$\sigma_{0.2}^*$, МПа
	α -фаза			β -фаза	α -фаза	ω -фаза		
КК	10	1450	420	40	-	0.02	1740	430
УМЗ	0.20	2290	540	0.20	0.05	0.015	2770	920
Отжиг, ч	5	0.28	2020	440	0.20	0.05	0.002	2770
	10	0.29	2000	420	0.24	0.07	0.030	2670
	24	0.31	2011	410	0.21	0.07	0.030	2640
	120	0.36	1700	380	0.22	0.11	0.034	2550
	240	0.39	1690	365	0.24	0.14	0.053	2500
	360	0.49	1685	340	0.22	0.14	0.060	2500

Примечание. $\sigma_{0.2}^*$ – механические испытания на сжатие.

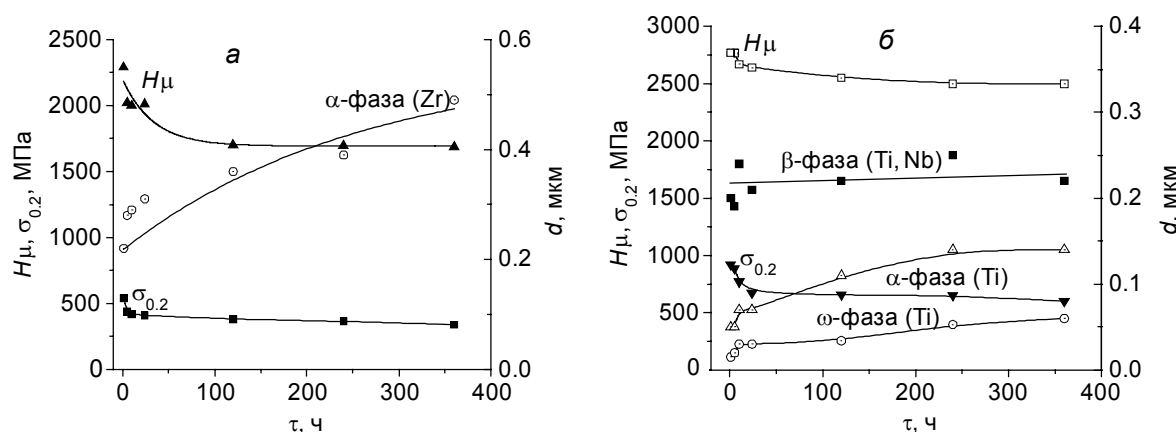


Рис. 5. Зависимости среднего размера структурных элементов фаз, микротвердости и предела текучести от длительности отжига при 400 °С сплавов Zr–1Nb (а) и Ti–45Nb (б)

Полученные результаты свидетельствуют о том, что ИПД способствует измельчению зерна до УМЗ-состояния и приводит к увеличению микротвердости и предела текучести соответственно в 1.6 и 1.3 раза для сплава Zr–1Nb и в 1.5 и 2.5 раза для сплава Ti–45Nb по сравнению с КК-состоянием. Отметим, что при испытаниях на сжатие разрушение УМЗ-образцов происходило при деформациях, превышающих 20 %. При такой деформации прочность образцов в УМЗ-состоянии составила 920 МПа для Zr–1Nb и 1190 МПа для Ti–45Nb.

Отжиги в интервале 5–360 ч в сплаве Zr–1Nb приводят к заметному росту среднего размера элементов структуры матричной α -фазы циркония от 0.28 до 0.49 мкм (рис. 5, а). В ходе термического воздействия наблюдается снижение микротвердости и предела текучести, т.е. происходит разупрочнение сплава Zr–1Nb, которое обусловлено укрупнением α -частиц матричной фазы циркония и β -фазы ниобия, а также процессами возврата и рекристаллизации. При этом интенсивность процессов рекристаллизации возрастает с увеличением продолжительности отжигов.

Другая картина наблюдается при термическом воздействии на УМЗ-сплав Ti–45Nb. Было обнаружено, что отжиг в течение 360 ч не приводит к заметному увеличению размеров матричной β -фазы (рис. 5, б). Это обусловлено наличием наноразмерных зерен α -фазы по границам зерен β -фазы, а также присутствием наноразмерных зерен ω -фазы, что сдерживает их рост. В то же время наблюдается заметное увеличение среднего размера структурных элементов α - и ω -фаз, что вызвано диффузионными процессами, имеющими место в ходе термического воздействия. При длительности отжигов в интервале 5–24 ч в УМЗ-сплаве Ti–45Nb наблюдается снижение микро-

твердости и предела текучести, связанное с процессами возврата и релаксацией внутренних напряжений в деформированной структуре. Увеличение продолжительности отжига от 24 до 360 ч ведет к дальнейшему снижению уровня микротвердости и предела текучести, что обусловлено укрупнением зерен α - и ω -фаз, а также процессами возврата на границах.

Повышение уровня прочностных характеристик в УМЗ-металлах обычно связывают с зерно-границным или субструктурным упрочнением в соответствии с соотношением Холла – Петча [7, 18, 19]. Кроме того, накопление в УМЗ-структуре дефектов с большой долей неравновесных границ, являющихся источниками упругих дальнodelствующих напряжений, способствует дополнительному повышению механических свойств сплавов в УМЗ-состоянии. Субструктурное упрочнение наиболее явно проявляется в сплаве Zr–1Nb.

В сплаве Ti–45Nb дополнительный вклад в упрочнение вносят наноразмерные зерна α - и ω -фаз. По-видимому, зерна α -фазы огибаются дислокациями по механизму Орована [20]. При этом получаемый вклад от зерен α -фазы в упрочнение связан с их объемной долей и размером. Упрочняющий эффект дисперсионного упрочнения от ω -частиц основывается на взаимодействии частиц с дислокациями. При этом ω -фаза сохраняет когерентность границ с β -фазой, в результате чего возникают упругие напряжения вокруг ω -частиц [20]. Наибольший вклад в прочность сплава вносит ω -фаза по сравнению с α -фазой. При деформации частицы ω -фазы перерезаются дислокациями по механизму Мотта – Набарро, при этом затрачивается дополнительная энергия на образование дислокаций или новой поверхности раздела фаз [21].

Таким образом, долговременные отжики при температуре 400 °C в течение 5–360 ч сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb в УМЗ-состоянии, полученных методом *abc*-прессования с последующей прокаткой, приводят к эволюции микроструктуры, росту размеров элементов структуры и отдельных фаз, изменению их вклада в дисперсионное упрочнение, что, в свою очередь, вызывает разупрочнение УМЗ-сплавов и снижение их механических свойств.

Выводы

1. Показано, что отжики при температуре 400 °C в течение 5–360 ч приводят к эволюции микроструктуры УМЗ-сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb, полученных методом *abc*-прессования с последующей прокаткой. С увеличением продолжительности отжигов в сплаве Zr–1Nb наблюдается рост структурных элементов матричной фазы α -Zr и частиц β -Nb с сохранением фазового состава.

2. Установлено, что отжики до 360 ч в УМЗ-сплаве Ti–45Nb не оказывают влияния на размер структурных элементов матричной β -фазы, но способствуют заметному росту зерен α - и ω -фаз. Объемная доля α -фазы увеличивается до 8 % за счет ее зарождения на границах β -зерен или на ω -частицах.

3. Показано, что отжики (400 °C) в течение 5–360 ч приводят к некоторому снижению микротвердости и предела текучести УМЗ-сплавов Zr–1Nb и Ti–45Nb. Разупрочнение УМЗ-сплава Zr–1Nb обусловлено ростом структурных элементов матричной фазы α -Zr и частиц β -Nb, что связано с процессами рекристаллизации, а УМЗ-сплава Ti–45Nb – с ростом наноразмерных зерен α - и ω -фаз и уменьшением их вклада в дисперсионное упрочнение.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Niinomi M., Liu Yi, Nakai M., et al. // Regener. Biomater. – 2016. – V. 3. – No. 3. – P. 173–185.
2. Dinu M., Franchi S., Pruna V., et al. // Titanium in Medical and Dental Applications / ed. by Francis H. Froes and Ma Qian. – Woodhead Publishing, 2018. – P. 175–200.
3. Qizhi Chen and George A. Thouas // Mater. Sci. Eng. R. – 2015. – V. 87. – P. 1–57.
4. Kajima Y. and Takaichi A. // Health Care: Current Rev. – 2015. – V. 3. – No. 1. – P. 1000137-1–1000137-2.
5. Heltha A., Pilza S., Kirstena T., et al. // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. – 2017. – V. 65. – P. 137–150.
6. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., and Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. – New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. – 456 p.
7. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., et al. Plastic Deformation of Nanostructured Materials. – Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2017. – 334 p.
8. Panigrahi A., Bönnisch M., Waitz T., et al. // J. Alloys Compd. – 2015. – V. 628. – P. 434–441.
9. Bönnisch M., Panigrahi A., Calin M., et al. // J. Alloys Compd. – 2017. – V. 697. – P. 300–309.
10. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., et al. // AIP Conf. Proc. – N.Y.: AIP Publishing LLC, 2015. – V. 1683. – P. 200–206.
11. Eroshenko A.Yu., Mairambekova A.M., Sharkeev Yu.P., et al. // Lett. Mater. – 2017. – V. 7. – No. 4. – P. 469–472.

12. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 10. – С. 136–143.
13. Eroshenko A.Yu., Sharkeev Yu.P., Khimich M.A., et al. // Lett. Mater. – 2020. – V. 10. – No. 1. – P. 54–59.
14. ASTM E1382–97(2010). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis.
15. Boyer R.R. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys. – ASM International, 1994. – 1060 p.
16. Colings E.W. Physical Metallurgy of Titanium Alloys. Metals Park. – Ohio: American Society for Metals. Physical Description, 1984. – 261 p.
17. Takemoto Y., Hida M., and Sakakibara A. // J. Jpn. Inst. Met. – 1993. – No. 57. – P. 261–267.
18. Gleiter H. // Acta Mater. – 2000. – V. 48. – No. 1. – P. 1–29.
19. Dirras G., Tingaud D., Ueda D., et al. // Mater. Lett. – 2017. – V. 206. – No. 1. – P. 214–216.
20. Lee C.V., Ju C.P., and Creen Lin J.H. // J. Oral Rehabilitation. – 2002. – V. 29. – P. 314–322.
21. Lai M.J., Li T., and Raabea D. // Acta Mater. – 2018. – V. 151. – P. 67–77.

Поступила в редакцию 12.02.2020.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: eroshenko@ispms.tsc.ru;
Шаркеев Юрий Петрович, д.ф.-м.н., зав. лабораторией ИФПМ СО РАН, e-mail: sharkeev@ispms.tsc.ru;
Химич Маргарита Андреевна, мл. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: khimich@ispms.tsc.ru;
Уваркин Павел Викторович, ведущ. технолог ИФПМ СО РАН, e-mail: uvarkin@ispms.tsc.ru;
Толмачев Алексей Иванович, гл. ведущ. технолог ИФПМ СО РАН, e-mail: tolmach@ispms.tsc.ru;
Глухов Иван Александрович, ведущ. технолог ИФПМ СО РАН, e-mail: gia@ispms.tsc.ru;
Легостаева Елена Викторовна, д.т.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: lego@ispms.tsc.ru.