

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.296:539.67

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ
АМПЛИТУДНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ,
ТВЕРДОСТЬ И СТРУКТУРУ СПЛАВА Zr–8.1% Nb

© 2022 г. А. И. Скворцов^а, *, А. А. Скворцов^а

^аВятский государственный университет, ул. Московская, 36, Киров, 610000 Россия

*e-mail: skvorcov@vyatsu.ru

Поступила в редакцию 20.03.2022 г.

После доработки 22.09.2022 г.

Принята к публикации 28.09.2022 г.

Исследовано влияние режима термической обработки: закалки, температуры старения, отжига – на параметры амплитудной зависимости внутреннего трения, динамический модуль упругости, твердость и структуру сплава Zr–8.1% Nb. Проанализированы характер и интенсивность изменения свойств в зависимости от основных фазово-структурных превращений в 6 интервалах температур старения. На основании соответствия зависимостей объема элементарной ячейки ω -фазы, твердости и динамического модуля упругости сплава от температуры старения сделано предположение о том, что объем элементарной ячейки ω -фазы является характеристикой прочности и жесткости ее кристаллической структуры.

Ключевые слова: сплав Zr–8.1% Nb, закалка, старение, отжиг, амплитудная зависимость внутреннего трения, динамический модуль упругости, низкоамплитудное внутреннее трение, твердость, деформационная релаксация, фазовый состав, структура

DOI: 10.31857/S0015323022100230

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы Zr–Nb и сплавы на их основе являются перспективным материалом для изделий различных отраслей промышленности, в частности, атомной, химической промышленности, ядерной энергетики. Актуальным остается углубление знаний об их свойствах и структуре.

Сплав Zr–8.1% Nb относится к сплавам, упрочняемым метастабильной ω -фазой [1, 2]. Из работ, в которых анализируется амплитудная зависимость внутреннего трения сплавов Zr–Nb, следует отметить работы [3, 4].

В работе [3] проведен анализ влияния химического состава отожженных сплавов системы Nb–Zr на низкоамплитудное внутреннее трение и предел упругой циклической деформации.

В работе [4] проанализирована амплитудная зависимость внутреннего трения циркония, сплава Zr–20.2% Nb после различных режимов термической обработки, а сплава Zr–8.1% Nb – после закалки. Проведен сравнительный анализ исследованных материалов и их состояний по демпфирующей способности. Рассмотрено влияние атермической и изотермической ω -фаз, двойников, дислокационной структуры на амплитудную зависимость внутреннего трения.

В работе [4] изучению подвергнута амплитудная зависимость внутреннего трения сплава Zr–8.1% Nb лишь после закалки от 900°C. Интерес представляет изучение влияния последующего старения как на изученные в работе [4], так и на другие параметры амплитудной зависимости внутреннего трения, на квадрат частоты колебаний (как характеристику динамического модуля упругости), на эволюцию при этом структурных составляющих, в особенности, упрочняющей сплав ω -фазы. Представляет также интерес проанализировать изменение такой информативной механической характеристики, как твердость.

Целями настоящей работы являются: 1) изучение влияния старения в интервале температур до субкритической (600°C), отжига на параметры амплитудной зависимости внутреннего трения, квадрат частоты колебаний, твердость сплава Zr–8.1% Nb; 2) сопоставление характера изменения этих свойств с полученными в настоящей работе и известными данными о структуре, уделяя особое внимание структуре ω -фазы; 3) учитывая то, что метод амплитудно-зависимого внутреннего трения является структурно чувствительным, провести уточнение особенностей эволюции структуры сплава Zr–8.1% Nb при увеличении температуры старения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследован сплав Zr–8.1% Nb. Сплав в виде слитков получали из йодидного циркония (99.85% Zr) и ниобия НБП-1 (99.7% Nb) путем четырехкратного переплава в электродуговой печи в атмосфере гелия на медном водоохлаждаемом поду. Слитки ковали в интервале температур 1150–900°C на прутки диаметром 12 мм с последующим охлаждением на воздухе, что обеспечивало их поликристаллическую структуру. Из прутков точили образцы.

Образцы подвергали термической обработке в следующей последовательности: 1) закалка от 900°C (из β -области) с нагревом в расплавленной смеси солей BaCl₂ и NaCl в соотношении (%) 78 : 22 в течение 15 мин с последующим охлаждением в масле, подогретом до 70°C; 2) старение в интервале температур 150–600°C в вакууме; выдержка при каждой температуре 1.5 ч с последующим охлаждением с печью до 100°C, а далее – на воздухе; 3) отжиг в вакууме при 670°C (в $\alpha + \beta$ области, на 50°C выше температуры монотектоидного превращения) – для сравнения с состояниями после старения; выдержка при 670°C – 1.5 ч с последующим охлаждением с печью до 100°C, далее – на воздухе. Средняя скорость охлаждения до 100°C – 50 град/ч.

Методика измерения амплитудной зависимости внутреннего трения приведена в работе [4]. Одновременно с логарифмическим декрементом δ (погрешность определения – не более 5% от измеряемой величины) фиксировали период колебаний, который далее переводили в квадрат частоты f^2 , и который, в соответствии с работами [5, 6], интерпретировали как характеристику динамического модуля упругости. Частота колебаний зависит от режима термической обработки, ее значения находились в интервале 14.2–16.1 Гц. Погрешность определения квадрата частоты не более 1.5%.

Рентгеновский анализ проводили на дифрактометре “XRD-7000” в Co-излучении. Объем элементарной ячейки ω -фазы определяли по формуле:

$$V = (3^{0.5}/2)a^2c, \quad (1)$$

где a и c – периоды решетки. Периоды решетки ω -фазы определяли в соответствии с работой [7], но по видоизмененным формулам:

$$a = (4/3)^{0.5}d_1d_2 \left[(A_1B_2 - A_2B_1) / (B_2d_2^2 - B_1d_1^2) \right]^{0.5}, \quad (2)$$

$$c = d_1d_2 \left[(A_1B_2 - A_2B_1) / (A_1d_1^2 - A_2d_2^2) \right]^{0.5}, \quad (3)$$

где d_1 и d_2 – межплоскостные расстояния; $A = H^2 + HK + K^2$; $B = L^2$; H, K, L – индексы рентгеновских линий. Индексы 1 и 2 относятся, соответственно, к линиям ω -фазы (112) и (002) α -из-

лучения. Погрешность определения периодов решетки – не более 2×10^{-5} нм.

Микроструктуру отожженного сплава исследовали с помощью микроскопа “Neophot 21”. Твердость HV измеряли на приборе ТВМ 1000 по стандартной методике.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Особенности параметров амплитудной зависимости внутреннего трения. Отличим исследования амплитудной зависимости внутреннего трения в настоящей работе по сравнению с исследованиями, изложенными в работе [4], является изучение наряду с прямым и обратного ее хода. За максимальную амплитуду колебаний была взята амплитуда $\gamma = 23 \times 10^{-4}$, во-первых, как не превышающая предел упругой циклической деформации отожженного сплава Zr–8.1% Nb, во-вторых, как превышающая амплитуду начала проявления на амплитудной зависимости внутреннего трения участка, обусловленного, в соответствии с данными работы [4], поверхностными явлениями на границе β - ω фаз.

На рис. 1 показана типичная для настоящих исследований амплитудная зависимость внутреннего трения $\delta(\gamma)$ прямого и обратного хода. Обратный ход идет ниже прямого до амплитуды их слияния γ_{\min} , в результате чего образуется петля гистерезиса площадью S_r . Амплитуда замыкания петли гистерезиса γ_{\min} зависит от состояния сплава и находится в интервале $\gamma = (4-15) \times 10^{-4}$.

Снижение уровня $\delta(\gamma)$ при обратном ходе по сравнению с прямым является разновидностью явления деформационной релаксации. В данном случае деформационная релаксация выражается в снижении уровня рассеяния энергии колебаний в интервале амплитуд от 23×10^{-4} до γ_{\min} под действием на сплав циклической деформации. Термин “релаксация” принят по той причине, что изменение уровня рассеяния энергии колебаний под воздействием циклической деформации соответствует изменению состояния сплава в направлении к более равновесному состоянию. В настоящей работе в качестве меры деформационной релаксации принята площадь петли гистерезиса S_r на графике $\delta(\gamma)$ (рис. 1).

Квадрат частоты колебаний (характеристика динамического модуля упругости) зависит от режима термической обработки, но для каждого отдельно взятого состояния сплава практически не зависит от амплитуды колебаний в изучаемых ее пределах. Соответственно и гистерезис квадрата частоты отсутствует.

Экспериментальные данные, являющиеся результатом обработки всех графиков $\delta(\gamma)$ и соответствующих им квадратов частоты колебаний,

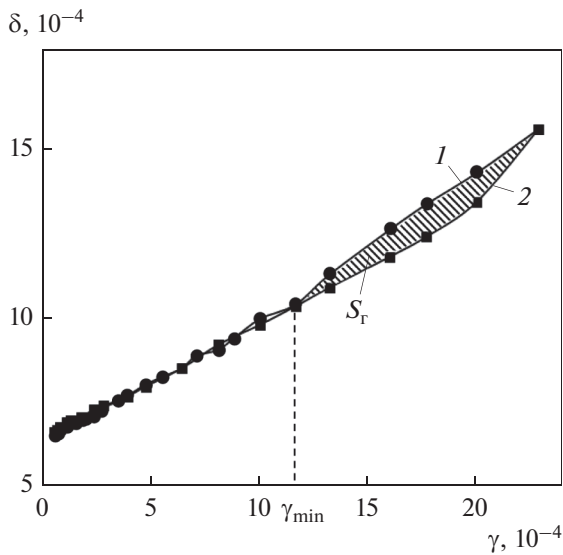


Рис. 1. Зависимость логарифмического декремента от амплитуды крутильных колебаний при прямом (1) и обратном (2) измерениях после закалки от 900°C и старения при 450°C сплава Zr–8.1% Nb. S_γ – площадь петли гистерезиса (заштрихована).

представлены на рис. 2. Из рис. 2а, 2б и 3 видно, что зависимости квадрата частоты, низкоамплитудного внутреннего трения, твердости от температуры старения имеют максимумы, которые находятся в интервале температур 280–350°C. При этом характер изменения низкоамплитудного внутреннего трения отличается тем, что оно существенно снижается в интервале температур старения от комнатной до 150°C.

Площадь петли гистерезиса графиков $\delta(\gamma)$ (далее – эффект деформационной релаксации) в зависимости от температуры старения имеет два максимума: при 200 и 450°C (рис. 2в). Эффект деформационной релаксации, как и низкоамплитудное внутреннее трение, существенно уменьшается в интервале температур – от комнатной до 150°C.

Обсуждение результатов. В исследуемом сплаве при закалке из β -области выделяется атермическая ω -фаза. Об этом свидетельствует наличие на рентгенограмме, в частности, линий (112) и (002), которые в исследуемом сплаве характерны только для ω -фазы. На рис. 4 представлен участок дифрактограммы, на котором видно местоположение этих линий. Выделения ω -фазы, по данным работ [1, 8], имеют после закалки, в основном, пластинчатую форму со средним размером около 1.5 нм. В соответствии с изменением относительной интенсивности линии (112) из рис. 5а следует, что повышение температуры старения примерно до 400°C сопровождается увеличением, а выше 400°C – уменьшением содержания ω -фазы.

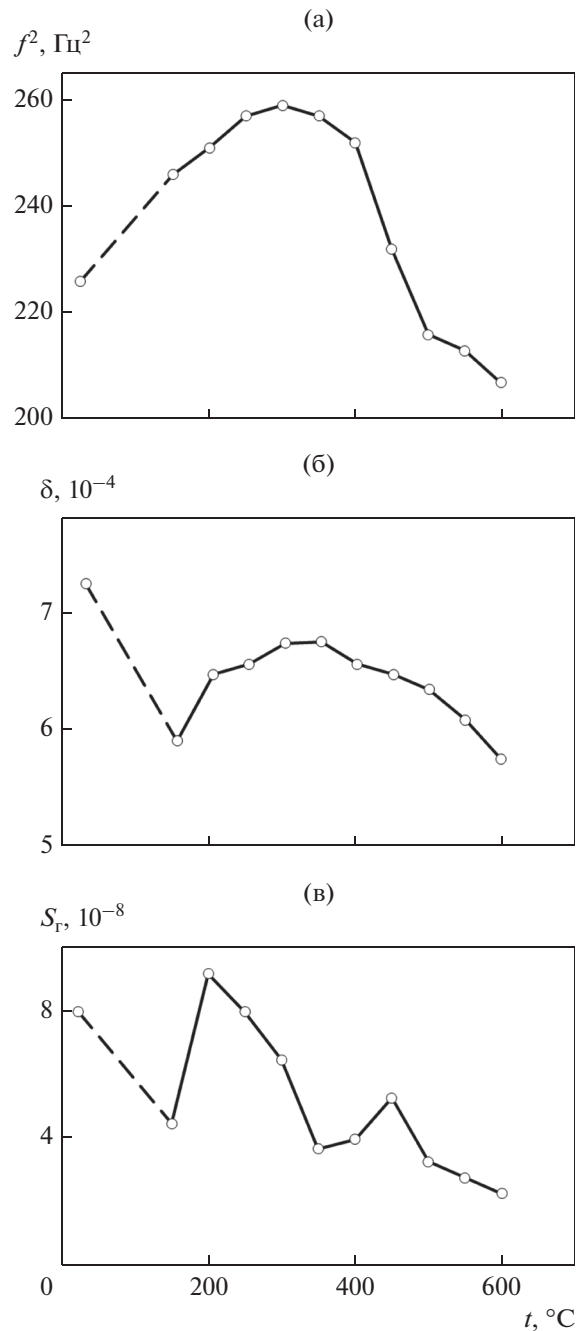


Рис. 2. Влияние температуры старения на квадрат частоты колебаний (а), низкоамплитудное внутреннее трение (при $\gamma = 5.3 \times 10^{-3}$) (б) и площадь петли гистерезиса (в) предварительно закаленного от 900°C сплава Zr–8.1% Nb.

Резкое снижение низкоамплитудного внутреннего трения в результате последующего старения при 150°C свидетельствует о том, что его повышенное значение в закаленном состоянии (рис. 2б) обусловлено метастабильностью переохлажденной при закалке β -фазы из-за значительной пересыщенности β -твердого раствора

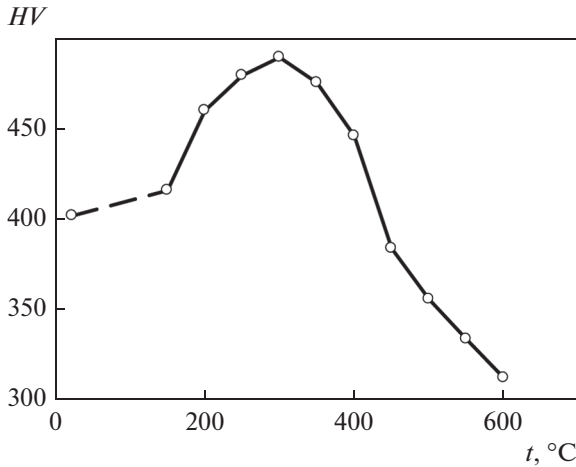


Рис. 3. Влияние температуры старения на твердость предварительно закаленного от 900°C сплава Zr–8.1% Nb.

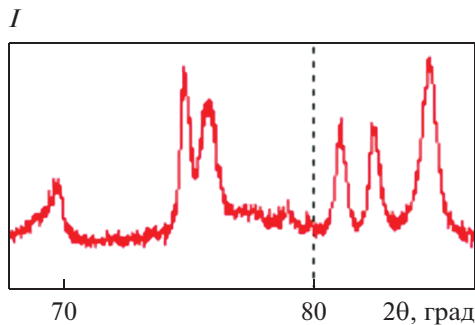


Рис. 4. Рентгеновская дифрактограмма сплава Zr–8.1% Nb после старения при 400°C. Слева-направо – линии, соответствующие ω-, β-, α-фазам: (002)_ω, (211)_ω, (211)_β, (112)_α, (201)_α, (112)_ω.

цирконием. Необходимо отметить, что явление существенного снижения низкоамплитудного внутреннего трения при повышении температуры старения в интервале температур, примыкающих к комнатной температуре, известно. Оно относится к сплавам, способным получать при закалке структуру с достаточной степенью метастабильности. Например, такие явления имеют место при распаде α-мартенсита циркония [4], пересыщенного твердого раствора замещения в сплавах Zn–Al [9].

Итак, при старении 150°C происходят структурные процессы, ведущие, по сравнению с закаленным состоянием, к разнонаправленному изменению свойств. Повышение механических характеристик: квадрата частоты, соответствующего динамическому модулю упругости, и твердости, обусловлено преобладающим влиянием фактора увеличения содержания ω-фазы (рис. 5а). Снижение параметров амплитудной зависимости внутреннего трения: низкоамплитудного внутреннего трения и эффекта деформационной релаксации, происходит, в основном, за счет преобладающего влияния фактора уменьшения степени пересыщенности β-твердого раствора цирконием.

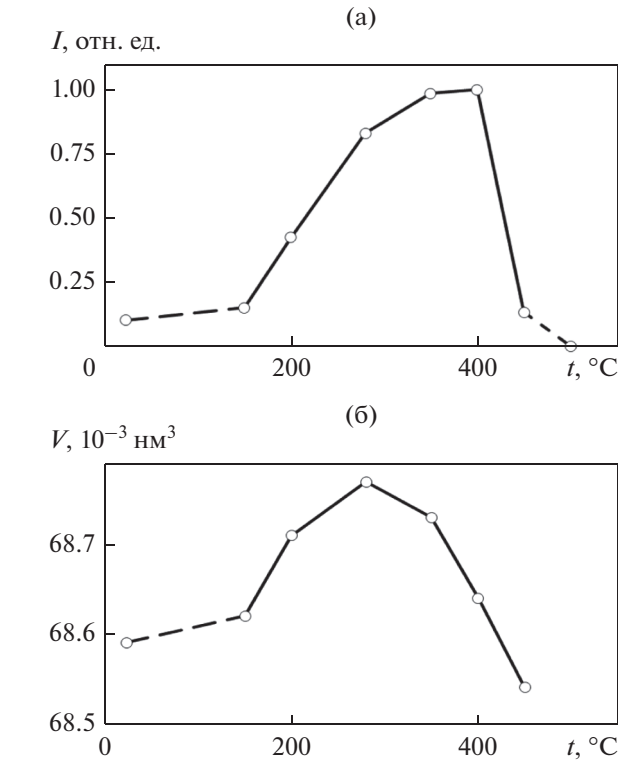


Рис. 5. Влияние температуры старения на относительную интенсивность линии (112) (а), объем элементарной ячейки (б) ω-фазы в предварительно закаленном от 900°C сплаве Zr–8.1% Nb.

При старении выше 150°C квадрат частоты, низкоамплитудное внутреннее трение, твердость изменяются с одним, а эффект деформационной релаксации – с двумя максимумами (рис. 2, 3). Увеличение квадрата частоты и твердости до температуры старения 280–300°C (рис. 2а, 3) вполне объяснимо увеличением содержания упрочняющей сплав ω-фазы (рис. 5а). О причине усиления низкоамплитудного внутреннего трения в интервале температур 150–350°C можно предположить следующее. С увеличением содержания ω-фазы в этом интервале температур увеличивается площадь границ между выделениями ω-фазы пластинчатой формы и β-матрицей. Эти границы когерентны и обладают свойством повышенного рассеяния энергии при механических колебаниях. Поэтому, чем больше площадь когерентных границ, тем сильнее внутреннее трение. Вклад этого механизма во внутреннее трение, начиная с температур старения около 150°C, превышает вклад механизма внутреннего трения, обусловленного уменьшением степени пересыщенности β-твердого раствора цирконием.

При старении выше 150°C квадрат частоты, низкоамплитудное внутреннее трение, твердость изменяются с одним, а эффект деформационной релаксации – с двумя максимумами (рис. 2, 3). Увеличение квадрата частоты и твердости до температуры старения 280–300°C (рис. 2а, 3) вполне объяснимо увеличением содержания упрочняющей сплав ω-фазы (рис. 5а). О причине усиления низкоамплитудного внутреннего трения в интервале температур 150–350°C можно предположить следующее. С увеличением содержания ω-фазы в этом интервале температур увеличивается площадь границ между выделениями ω-фазы пластинчатой формы и β-матрицей. Эти границы когерентны и обладают свойством повышенного рассеяния энергии при механических колебаниях. Поэтому, чем больше площадь когерентных границ, тем сильнее внутреннее трение. Вклад этого механизма во внутреннее трение, начиная с температур старения около 150°C, превышает вклад механизма внутреннего трения, обусловленного уменьшением степени пересыщенности β-твердого раствора цирконием.

Итак, для сплава Zr–8.1% Nb в интервале температур старения от 150 примерно до 300°C характерно нечасто встречающееся явление – прямо пропорциональное соотношение характеристики прочности с внутренним трением. Следует отметить, что такое соотношение имеет место, например, при старении некоторых сплавов Mn–Cu [10].

Максимум эффекта деформационной релаксации при 200°C (рис. 2в) по температуре совпадает с близкой к максимальной интенсивностью изменения квадрата частоты, твердости сплава (рис. 2а, 3), относительной интенсивности линии (112) ω -фазы (рис. 5а). Такое соответствие позволяет предположить, что максимум эффекта деформационной релаксации при 200°C обусловлен наибольшей нестабильностью пересыщенной цирконием β -фазы по отношению к $\beta \rightarrow \omega$ превращению

Из рис. 2а, 2б и 3 видно, что максимальные значения квадрата частоты, низкоамплитудного внутреннего трения, твердости приходится на интервал температур старения 280–350°C. Этому интервалу температур соответствует оптимальное (с точки зрения максимального значения комплекса указанных свойств) сочетание количества, среднего размера, формы частиц ω -фазы при наличии когерентности границ между ω - и β -фазами, а также максимальное значение объема элементарной ячейки ω -фазы (рис. 5б).

Выше температур старения 300–350°C значения квадрата частоты, низкоамплитудного внутреннего трения и твердости начинают снижаться (рис. 2а, 2б и 3), а содержание ω -фазы продолжает увеличиваться до 400°C (рис. 5а). По данным работ [1, 11] при температурах старения около 400°C в сплавах, по составу близких к исследуемому (7.5 и 10 ат. % Nb), форма частиц ω -фазы становится кубической, а их размер составляет 45–100 нм (в отличие от закаленного состояния с их пластинчатой формой и средним размером около 1.5 нм). На основании этих данных можно считать, что причиной начала снижения значений упомянутых физико-механических характеристик до температуры старения около 400°C являются процессы начала коагуляции, укрупнения частиц ω -фазы и соответствующий им процесс начала потери когерентности границ между ω - и β -фазами. Имеет место также соответствие снижения квадрата частоты и твердости (рис. 2а и 3) уменьшению объема элементарной ячейки ω -фазы (рис. 5б).

Интенсивное снижение квадрата частоты, твердости и относительно более умеренное снижение низкоамплитудного внутреннего трения выше температуры старения 400°C (рис. 2а, 2б и 3) обусловлено комплексом фазово-структурных процессов: 1) дальнейшим уменьшением степени когерентности межфазных границ между ω - и β -фазами, заканчивающимся в интервале температур

Таблица 1. Влияние температуры старения t на периоды и тетрагональность решетки ω -фазы

$t, ^\circ\text{C}$	$a, \text{нм}$	$c, \text{нм}$	c/a
23	0.50396	0.31185	0.61880
150	0.50395	0.31200	0.61911
200	0.50394	0.31242	0.61996
280	0.50376	0.31291	0.62114
350	0.50335	0.31326	0.62235
400	0.50297	0.31330	0.62290
450	0.50260	0.31332	0.62340

450–500°C (рис. 5а); 2) процессом превращения $\omega \rightarrow \alpha$ [1]; 3) в соответствии с диаграммой состояния системы Zr–Nb, с данными работы [1], процессом распада пересыщенной цирконием β -фазы с образованием монотектоида ($\alpha + \beta$)_м; 4) уменьшением дефектности α -фазы в интервале температур старения 450–600°C, о чем свидетельствует уменьшение ширины линии (102) в 1.6 раза. Учитывая это, можно считать, что максимум эффекта деформационной релаксации при 450°C в интервале температур 350–600°C (рис. 2в) обусловлен наибольшей нестабильностью структуры по отношению к превращению ω -фазы и пересыщенной цирконием β -фазы в структурно свободную α -фазу и монотектоид.

Из рис. 2в видна тенденция уменьшения эффекта деформационной релаксации при увеличении температуры старения от 200 до 600°C. Эта тенденция обусловлена присущим большинству дисперсионно-твердеющих сплавов уменьшением степени метастабильности закаленной структуры с увеличением температуры старения до субкритической.

На основании соответствия зависимостей объема элементарной ячейки ω -фазы, твердости и квадрата частоты, соответствующего динамическому модулю упругости, от температуры старения (рис. 2а, 3, 5б) можно предположить, что объем элементарной ячейки ω -фазы исследуемого сплава является характеристикой прочности и жесткости ее кристаллической структуры.

Следует отметить, что увеличение температуры старения от комнатной до 450°C сопровождается уменьшением периода решетки a , увеличением периода решетки c и тетрагональности c/a ω -фазы (табл. 1). Последнее свидетельствует об отсутствии корреляции между объемом элементарной ячейки и тетрагональностью решетки ω -фазы при увеличении температуры старения. Максимуму объема элементарной ячейки ω -фазы на рис. 5б соответствуют близкие к максимальной интенсивности изменения периодов решетки и тетрагональности в зависимости от температуры старения (табл. 1).

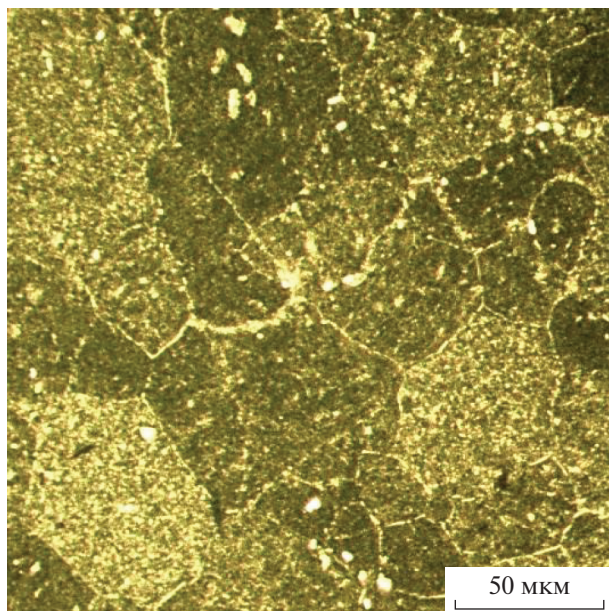


Рис. 6. Микроструктура сплава Zr–8.1% Nb после отжига при 670°C.

Свойства сплава, отожженного при 670°C: $f^2 = 213 \text{ Гц}^2$; $\delta_n = 5.1 \times 10^{-4}$; $S_r = 3.3 \times 10^{-8}$; $HV = 300$. Они незначительно отличаются в сравнении со сплавом, состаренным при субкритической температуре 600°C (рис. 2, 3). Этим свойствам соответствует микроструктура (рис. 6), состоящая из монотектоидной матрицы и структурно свободной α -фазы (светлые включения).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Всем состояниям сплава Zr–8.1% Nb характерно наличие гистерезиса на амплитудной зависимости внутреннего трения. Площадь петли гистерезиса является структурно-чувствительной характеристикой, дающей дополнительную информацию о степени реакции различных видов структур сплава Zr–8.1% Nb на циклическую деформацию, отражая, в частности, интенсивность фазово-структурных превращений. Площадь петли гистерезиса использована в качестве меры деформационной релаксации.

Исследования методом внутреннего трения показали, что квадрат частоты колебаний как параметр, характеризующий динамический модуль упругости, зависит от режима термической обработки.

По критериям характера и интенсивности изменения свойств в зависимости от основных фазово-структурных превращений можно выделить 6 интервалов температур старения:

1) Интервал от комнатной температуры до 150°C. Происходит относительно небольшой

рост квадрата частоты и твердости сплава из-за небольшого увеличения содержания ω -фазы. Снижение низкоамплитудного внутреннего трения и эффекта деформационной релаксации обусловлено интенсивным уменьшением степени пересыщенности β -фазы цирконием.

2) Интервал 150–250°C. Имеет место рост квадрата частоты и твердости сплава из-за увеличения содержания ω -фазы, чему соответствует и увеличение объема ее элементарной ячейки. Усиление низкоамплитудного внутреннего трения обусловлено увеличением удельной поверхности межфазных когерентных ω – β границ, обладающих свойством повышенного рассеяния энергии при механических колебаниях, вследствие увеличения содержания ω -фазы. Максимум эффекта деформационной релаксации при 200°C обусловлен максимальной структурной нестабильностью сплава при температуре около 200°C по отношению к $\beta \rightarrow \omega$ превращению.

3) Интервал 250–350°C. В этом интервале температур находятся максимумы квадрата частоты, твердости, низкоамплитудного внутреннего трения сплава, чему соответствует оптимальное (с точки зрения наибольшего значения комплекса этих свойств) сочетание количества, размера, формы частиц ω -фазы при наличии когерентности β – ω границ, а также максимальный объем элементарной ячейки ω -фазы.

4) Интервал 350–400°C. Имеет место относительно небольшое снижение квадрата частоты, твердости, низкоамплитудного внутреннего трения сплава. Основными причинами этого являются начинающиеся процессы коагуляции, укрупнения частиц ω -фазы, потери когерентности β – ω границ. Небольшое увеличение содержания ω -фазы является второстепенным фактором по влиянию на упомянутые свойства.

5) Интервал 400–500°C. Происходит интенсивное снижение квадрата частоты, твердости и относительно умеренное снижение низкоамплитудного внутреннего трения сплава из-за дальнейших процессов уменьшения степени когерентности β – ω границ, превращения ω -фазы и пересыщенной цирконием β -фазы в структурно свободную α -фазу и монотектоид, чему соответствует и уменьшение объема элементарной ячейки ω -фазы. Максимум эффекта деформационной релаксации при 450°C обусловлен наибольшей интенсивностью процессов распада ω -фазы и пересыщенной цирконием β -фазы при этой температуре.

6) Интервал 500–600°C. Имеет место умеренное снижение квадрата частоты, твердости, низкоамплитудного внутреннего трения, эффекта деформационной релаксации сплава, что обусловлено, в частности, процессом уменьшения степени дефектности α -фазы.

Свойства сплава, отожженного при 670°C, значительно отличаются от свойств сплава, состаренного при 600°C.

Сделано предположение о том, что объем элементарной ячейки ω -фазы является характеристикой прочности и жесткости ее кристаллической структуры, а также о том, что это является одним из факторов, определяющих значения твердости и квадрата частоты, соответствующего динамическому модулю упругости, сплава в интервале температур старения от комнатной до температуры существования ω -фазы.

Отмечено отсутствие корреляции между объемом элементарной ячейки и тетрагональностью решетки ω -фазы при увеличении температуры старения. Их соответствие имеет место только до температуры старения 280°C.

В заключение следует отметить, что в настоящей работе присутствуют предположения о том, что: 1) низкоамплитудное внутреннее трение в интервале температур 150–350°C усиливается вследствие увеличения удельной поверхности межфазных когерентных ω – β границ, обладающих свойством повышенного рассеяния энергии при механических колебаниях; 2) объем элементарной ячейки ω -фазы является характеристикой прочности и жесткости ее кристаллической структуры, и это является одним из факторов, определяющих значения твердости и квадрата частоты, соответствующего динамическому модулю упругости, сплава. Для получения более убедительных знаний об этих предполагаемых закономерностях необходимы дополнительные исследования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И.* Структура циркония и его сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 1997. 228 с.
2. *Кедровский С.Н., Коваль Ю.Н., Слепченко В.Н.* Сплавы на основе Zr–Nb – перспективные функциональные материалы // *Металлофизические новейшие технологии*. 2014. Т. 36. № 12. С. 1651–1659.
3. *Скворцов А.И., Плюснин Е.С., Скворцов А.А.* Параметры амплитудной зависимости внутреннего трения и твердость отожженных сплавов систем Nb–Zr и Al–Zn // *Деформация и разрушение материалов*. 2014. № 8. С. 35–39.
4. *Скворцов А.И., Скворцов А.А.* Амплитудная зависимость внутреннего трения циркония, сплавов Zr–8% Nb, Zr–20% Nb // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 7. С. 676–685.
5. *Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М.* Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.: Металлургия, 1987. 190 с.
6. *Блантер М.С., Головин И.С., Головин С.А.* и др. Под ред. С.А. Головина, А.А. Ильина. *Механическая спектроскопия металлических материалов*. М.: МИА, 1994. 256 с.
7. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 366 с.
8. *Dawson C.W., Sass S.L.* The as-quenched form of the omega phase in Zr–Nb alloys // *Metallurgical Transactions*. 1970. V. 1. № 8. P. 2225–2233.
9. *Скворцов А.И., Скворцов А.А.* Влияние старения на твердость и структуру закаленно-деформированного сплава Zn–23% Al // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 12. С. 41–45.
10. *Матвеев В.В., Ярославский Г.Я., Чайковский Б.С., Кондратьев С.Ю.* Сплавы высокого демпфирования на медной основе. Киев: Наукова думка, 1986. 208 с.
11. *Perkins A.J., Yaffe P.E., Hehemann R.F.* The isothermal omega transformation in zirconium–niobium alloys // *Metallography*. 1971. V. 4. № 4. P. 303–323.