

Влияние режимов нагрева и охлаждения на изотермическое $\beta \rightarrow \omega$ превращение в сплаве Ti–22Nb–6Zr

© 2022 г. С.М. Дубинский¹, А.П. Баранова¹, В. Браиловский²

¹ Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

² Ecole de Technologie Supérieure, г. Монреаль, Канада

Статья поступила в редакцию 23.05.2022 г., доработана 25.05.2022 г., подписана в печать 27.05.2022 г.

Аннотация: Рентгенографически изучено влияние режимов нагрева и охлаждения перед старением сплава Ti–22Nb–6Zr (ат.%) с памятью формы на интенсивность образования изотермической ω_{iso} -фазы в интервале температур от 250 до 350 °С в течение 1 и 3 ч. Показано, что для интенсивного образования ω_{iso} -фазы наиболее эффективна схема выхода в интервал старения, включающая быстрое охлаждение в воде до $t_{комн}$ от температуры отжига 600 °С и последующий быстрый нагрев до температуры старения 300 °С. Все остальные использованные схемы выхода в интервал старения, включающие медленное охлаждение и/или нагрев, не приводят к формированию рентгенографически идентифицируемого количества ω_{iso} -фазы. При этом превращение $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ в интервале температур от 250 до 350 °С имеет выраженную С-образную кинетику с максимумом при 300 °С. Старение во всем интервале $t = 250 \div 350$ °С приводит к упрочнению и увеличению твердости сплава по сравнению с исходным состоянием. Причем твердость плавно растет при увеличении температуры старения от 250 до 300 °С и остается постоянной в интервале $t = 300 \div 350$ °С. Период решетки β -фазы сплава Ti–22Nb–6Zr остается неизменным во всем температурном интервале старения 250–350 °С, что свидетельствует об отсутствии заметного диффузионного перераспределения элементов в твердом растворе при образовании ω_{iso} -фазы. Образующаяся в ходе старения сплава Ti–22Nb–6Zr во всем интервале $t = 250 \div 350$ °С ω_{iso} -фаза имеет соотношение $c_{\omega}/a_{\omega} = 0,613 \pm 0,002$, аналогичное соотношению c_{ω}/a_{ω} для сдвиговой атермической ω_{ath} -фазы, что, в свою очередь, дополнительно подчеркивает идентичность этих двух фазовых разновидностей.

Ключевые слова: титановые сплавы, сплавы с памятью формы, ω -фаза, рентгенография, параметры решетки, кинетика, твердость.

Дубинский С.М. — канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры обработки металлов давлением НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: dubinskiy.sm@isis.ru.

Баранова А.П. — аспирант кафедры обработки металлов давлением НИТУ «МИСиС». E-mail: baranova.al.pavlovna@yandex.ru.

Браиловский В. — канд. техн. наук, проф. Высшей технологической школы (1100, rue Notre-Dame Ouest Montreal (Québec) H3C 1K3, Canada). E-mail: vladimir.brailovski@etsmtl.ca.

Для цитирования: Дубинский С.М., Баранова А.П., Браиловский В. Влияние режимов нагрева и охлаждения на изотермическое $\beta \rightarrow \omega$ превращение в сплаве Ti–22Nb–6Zr. Известия вузов. Цветная металлургия. 2022. Т. 28. № 5. С. 78–84.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-5-78-84.

Influence of heating and cooling routes on the isothermal $\beta \rightarrow \omega$ transition in Ti–22Nb–6Zr alloy

S.M. Dubinskiy¹, A.P. Baranova¹, V. Brailovski²

¹ National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

² Ecole de Technologie Supérieure, Montréal, Canada

Received 23.05.2022, revised 25.05.2022, accepted for publication 27.05.2022

Abstract: The influence of heating and cooling routes prior to the Ti–22Nb–6Zr (at.%) shape memory alloy ageing on the intensity of the isothermal ω_{iso} phase formation in the temperature range from 250 to 350 °C for 1 and 3 h was studied by X-ray diffraction. It was shown that for intensive ω_{iso} phase formation, the most efficient scheme for entering the ageing interval includes rapid water cooling to the room temperature

from the annealing temperature of 600 °C and subsequent rapid heating to the ageing temperature of 300 °C. All other schemes used for entering the aging interval including slow cooling and/or heating do not lead to the formation of any X-ray identifiable ω_{iso} phase amount. Whereas, the $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ transition in the temperature range from 250 to 350 °C has a pronounced C-shaped kinetics with a maximum at 300 °C. When aged in the entire range of $t = 250\div350$ °C, the alloy features higher durability and hardness compared to the initial state. Moreover, the hardness gradually increases with an increase in the ageing temperature from 250 to 300 °C and remains constant in the temperature range of $t = 300\div350$ °C. The β phase lattice parameter of the Ti–22Nb–6Zr alloy remains unchanged over the entire aging temperature range of 250–350 °C, which indicates the absence of noticeable diffusion element redistribution in the solid solution during the ω_{iso} phase formation. The ω_{iso} phase formed during the Ti–22Nb–6Zr alloy ageing over the entire temperature range of $t = 250\div350$ °C has the ratio $c_{\omega}/a_{\omega} = 0.613 \pm 0.002$, which is similar to the c_{ω}/a_{ω} ratio for the shear-type athermal ω_{ath} phase, which in turn further emphasizes the identity of these two phase varieties.

Keywords: titanium alloys, shape memory alloys, ω -phase, X-ray diffraction, lattice parameters, kinetics, hardness.

Dubinskiy S.M. — Cand. Sci. (Eng.), leading researcher of Metal forming department of National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskiy pr., 4).
E-mail: dubinskiy.sm@misis.ru.

Baranova A.P. — postgraduate student of Metal forming department of NUST «MISIS».
E-mail: baranova.al.pavlovna@yandex.ru.

Brailovski V. — Cand. Sci. (Eng.), prof. of Ecole de Technologie Superieure (1100, rue Notre-Dame Ouest Montreal (Québec) H3C 1K3, Canada). E-mail: vladimir.brailovski@etsmtl.ca.

For citation: Dubinskiy S.M., Baranova A.P., Brailovski V. Influence of heating and cooling routes on the isothermal $\beta \rightarrow \omega$ transition in Ti–22Nb–6Zr alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2022. Vol. 28. No. 5. P. 78–84 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-5-78-84.

Введение

В настоящее время сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti–Nb–Zr являются перспективными материалами для применения в качестве элементов высоконагруженных остеиндуктивных медицинских имплантатов благодаря их высоким биохимической и биомеханической совместимостям [1–10], а недавно обнаруженное эливарное поведение сплава Ti–22Nb–6Zr (ат.%) с памятью формы при охлаждении имеет большой потенциал при использовании его как материала с постоянным значением температурного коэффициента модуля упругости в широком температурном интервале [11].

С точки зрения биомедицинского применения для повышения функциональных свойств (таких, как величина обратимой деформации при реализации эффектов сверхупругости и памяти формы и циклическая долговечность) очень важно получить в этих сплавах наибольшую разность между дислокационным и фазовым пределами текучести для предотвращения дислокационного скольжения и более полной реализации мартенситного превращения при деформации [1–10]. Одним из путей достижения этой цели является дисперсионное упрочнение сплава путем выделения изотермической ω_{iso} -фазы, при этом данный способ представляет особый интерес, так как не требует пластической деформации и может быть использован для материалов, полученных методами адди-

тивных технологий и пористых структур [12–14]. С точки зрения эливарного поведения изучение формирования изотермической ω_{iso} -фазы является важной задачей для управления физическими свойствами, в частности модулем Юнга. Управление процессом формирования изотермической ω_{iso} -фазы делает возможным использование уникального эливарного эффекта при нагреве и охлаждении [11].

На сегодняшний день известно, что на образование ω_{iso} -фазы влияют особенности нагрева, выдержки и охлаждения в процессе старения [4, 13–16], однако их влияние на кинетику формирования ω_{iso} -фазы до конца не изучено [17, 18]. Поэтому цель настоящей работы состояла в исследовании влияния режимов нагрева и охлаждения на изотермическое превращение $\beta \rightarrow \omega$ в сплаве с памятью формы Ti–22Nb–6Zr (ат.%) при старении.

Материалы и методики

Образцы сплава Ti–22Nb–6Zr (ат.%) (Flowserve Corp., США) были подвергнуты холодной прокатке с истинной деформацией $\epsilon = 0,3$ и отжигу при $t = 600$ °C в течение 30 мин для формирования в β -фазе полигонизованной дислокационной субструктуры, обеспечивающей оптимальное сочетание функциональных свойств [19]. Для оценки влияния схемы охлаждения и нагрева перед старе-

нием при $t = 300^\circ\text{C}$ на количество выделившейся ω_{iso} -фазы были рассмотрены и использованы следующие схемы выхода в температурный интервал старения:

1) быстрое охлаждение до комнатной температуры ($t_{\text{комн}}$) с последующим быстрым нагревом в предварительно разогретой печи до температуры старения $t_{\text{стар}}$ (традиционная схема);

2) медленное охлаждение до $t_{\text{комн}}$ с последующим медленным нагревом до $t_{\text{стар}}$;

3) медленное охлаждение до $t_{\text{комн}}$ с последующим быстрым нагревом в предварительно нагретой печи до $t_{\text{стар}}$;

4) медленное охлаждение до $t_{\text{стар}}$.

Быстрое охлаждение соответствовало охлаждению в воде ($\sim 500^\circ\text{C}/\text{с}$), быстрый нагрев — нагреву в предварительно разогретой печи ($\sim 20^\circ\text{C}/\text{с}$), а медленное охлаждение и нагрев — охлаждению и нагреву в печи со скоростью $2,5^\circ\text{C}/\text{мин}$. После определения схемы выхода в температурный интервал старения, позволяющей получить наибольшее количество ω_{iso} -фазы, данная схема была применена для старения в температурном диапазоне от 250 до 350°C в течение 1 и 3 ч для изучения кинетики образования ω_{iso} -фазы. Такое время выдержки при старении выбрано на основании предыдущих исследований [20].

Во всех схемах охлаждение проводили от температуры последеформационного отжига (600°C) в области β -фазы, а старение — при 300°C в течение 1 и 3 ч с последующим охлаждением в воде для стабилизации структуры и предотвращения неконтролируемого образования ω_{iso} -фазы после всех режимов. Рентгенофазовый анализ осуществляли при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-3 (Россия) с $\text{CuK}\alpha$ -излучением. Период решетки (a_β) ОЦК β -фазы рассчитывали методом экстраполяции по Нельсону—Райли. Периоды решетки гексагональной ω_{iso} -фазы определяли методом наименьших квадратов. Твердость измеряли по методу Виккерса на твердомере «Metkon МН-6» (Турция) с усилием 200 г и временем выдержки 10 с.

Результаты и их обсуждение

Наиболее интенсивное образование ω_{iso} -фазы соответствует первой схеме термообработки: быстрое охлаждение в воде до $t_{\text{комн}}$ от температуры отжига 600°C с последующим быстрым нагревом до температуры старения $t_{\text{стар}} = 300^\circ\text{C}$ (рис. 1). Уве-

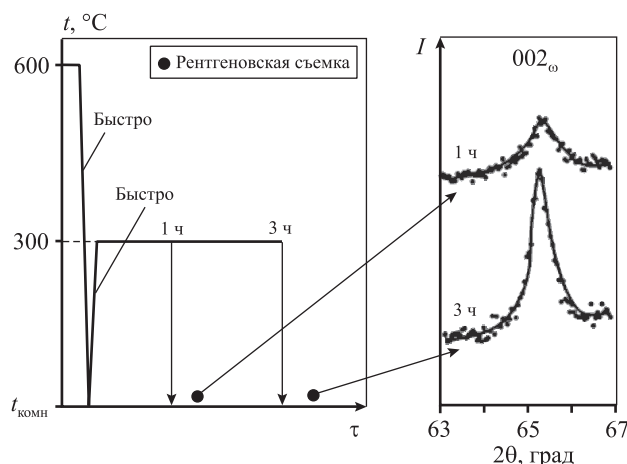


Рис. 1. Фрагменты рентгенограмм в окрестностях положения пика $\{002\}$ ω_{iso} -фазы после старения при $t = 300^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ и 3 ч) с предварительным быстрым охлаждением до $t_{\text{комн}}$ и быстрым нагревом до $t_{\text{стар}}$

Fig. 1. Fragments of the X-ray diffractograms in vicinity of the ω_{iso} -phase X-ray diffraction peak position $\{002\}$ after ageing at 300°C ($\tau = 1$ and 3 h) with preliminary rapid cooling to RT and rapid heating to t_{ag}

личение времени старения с 1 до 3 ч приводит к повышению интенсивности (I) рентгеновских линий ω_{iso} -фазы почти в 3 раза. Такая схема является самой традиционной и чаще всего используется для проведения старения в сплавах с памятью формы системы Ti—Nb—Zr [12—17].

Все остальные схемы термообработки не обеспечивают формирование видимых пиков рентгеновских линий ω_{iso} -фазы (рис. 2) как после 1-часового, так и 3-часового старения за исключением небольшого (но, скорее всего, незначимого) увеличения интенсивности фона вблизи положения пика 002_ω после 3 ч старения. Это связано с тем, что в первой схеме быстрое охлаждение создает большие «начальные» (закалочные) напряжения, связанные, прежде всего, с анизотропией теплового расширения зерен, микронапряжениями границ зерен, субграниц, индивидуальных дислокаций и др. Эти напряжения способствуют образованию ω_{iso} -фазы, а быстрый нагрев препятствует релаксации этих напряжений до достижения температуры старения. В остальных же схемах происходит слабая генерация внутренних «начальных» напряжений при медленном охлаждении или их релаксация при медленном нагреве, что приводит к меньшему числу предпочтительных мест образования ω_{iso} -фазы при старении.

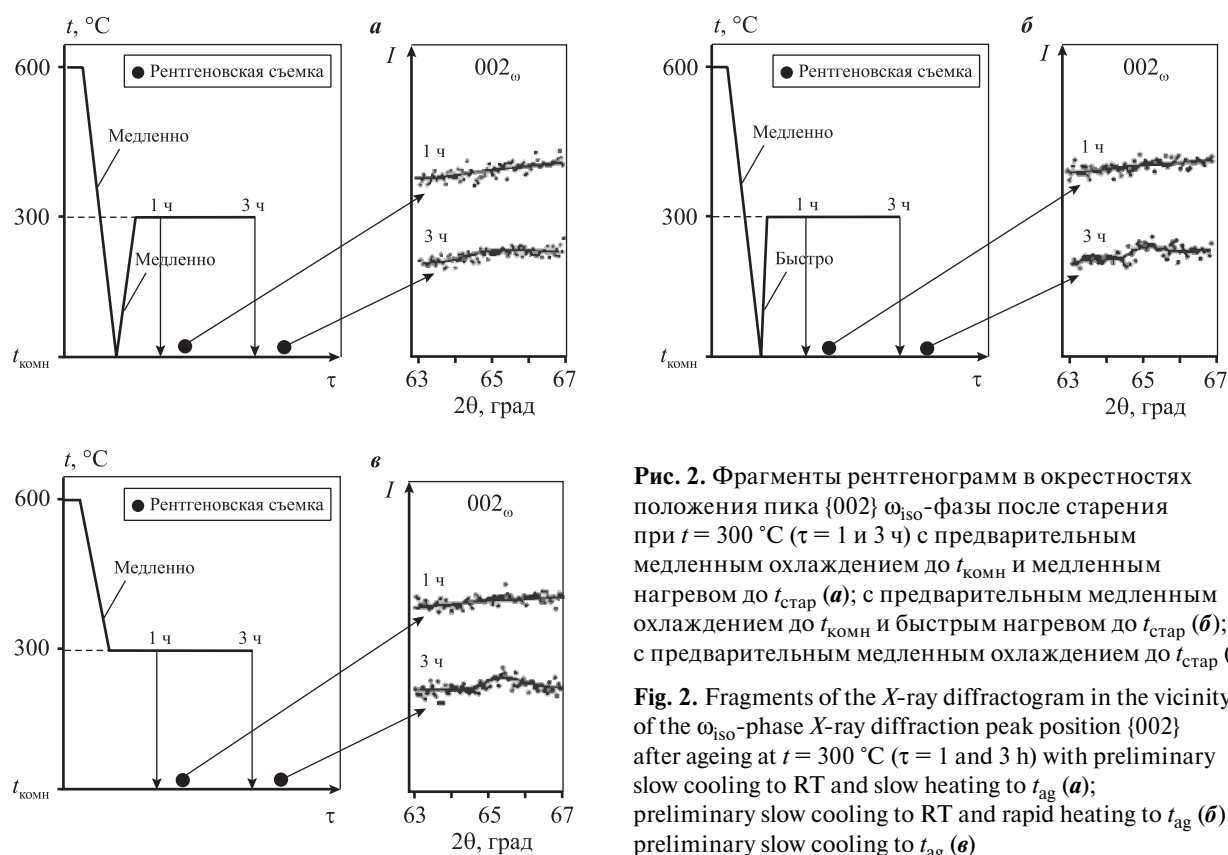


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм в окрестностях положения пика $\{002\} \omega_{\text{iso}}$ -фазы после старения при $t = 300^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ и 3 ч) с предварительным медленным охлаждением до $t_{\text{комн}}$ и медленным нагревом до $t_{\text{стар}}$ (**а**); с предварительным медленным охлаждением до $t_{\text{комн}}$ и быстрым нагревом до $t_{\text{стар}}$ (**б**); с предварительным медленным охлаждением до $t_{\text{стар}}$ (**в**)

Fig. 2. Fragments of the X-ray diffractogram in the vicinity of the ω_{iso} -phase X-ray diffraction peak position $\{002\}$ after ageing at $t = 300^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ and 3 h) with preliminary slow cooling to RT and slow heating to t_{ag} (**a**); preliminary slow cooling to RT and rapid heating to t_{ag} (**b**); preliminary slow cooling to t_{ag} (**c**)

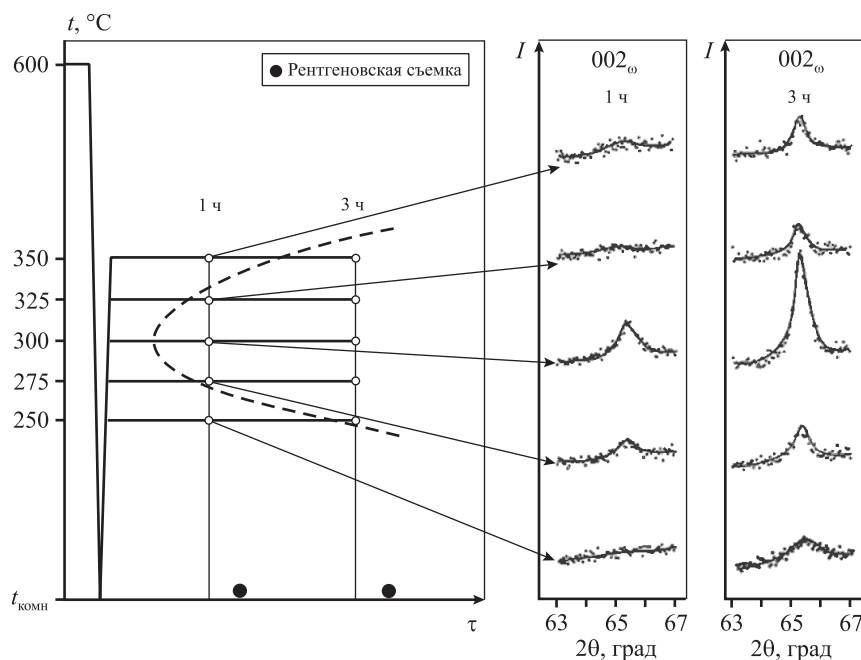


Рис. 3. Схематическая C-образная кривая образования ω_{iso} -фазы и фрагменты рентгенограмм в окрестностях положения пика $\{002\} \omega_{\text{iso}}$ -фазы после старения сплава Ti–22Nb–6Zr с памятью формы при $t_{\text{стар}} = 250\div 350^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ и 3 ч)

Fig. 3. C-curve of ω_{iso} -phase formation and fragments of the X-ray diffractograms in vicinity of the ω_{iso} -phase peak position $\{002\}$ after ageing at $t_{\text{ag}} = 250\div 350^\circ\text{C}$ ($\tau = 1$ and 3 h) Ti–22Nb–6Zr shape memory alloy

Поскольку наибольшее количество ω_{iso} -фазы формируется после быстрого охлаждения до $t_{\text{комн}}$ с последующим быстрым нагревом до $t_{\text{стар}}$, данная схема предварительной обработки была применена для изучения образования ω_{iso} -фазы в зависимости от температуры (250–350 °C) и времени старения ($\tau = 1$ и 3 ч). Как видно из рис. 3, наиболее интенсивное образование ω_{iso} -фазы происходит при $t_{\text{стар}} = 300$ °C и ослабевает в результате старения при более высоких и низких температурах, причем чем больше время старения, тем интенсивнее этот процесс. На краях исследуемого температурного интервала старения — нижнем (250 °C) и верхнем (350 °C) — рентгеновские линии {002} ω_{iso} -фазы после 1 ч практически не наблюдаются, а после 3 ч имеют в 3 раза меньшую интенсивность, чем после старения при $t_{\text{стар}} = 300$ °C.

После старения в течение 3 ч при всех температурах твердость сплава выше, чем в исходном состоянии (рис. 4). При этом она плавно растет с увеличением температуры старения от 250 до 300 °C, что соответствует повышению количества выделившейся ω_{iso} -фазы. Увеличенный разброс значений твердости сплава после старения при 350 °C может быть вызван малым количеством крупных частиц ω_{iso} -фазы и неравномерным их распределением.

Как видно из рис. 5, параметр решетки β -фазы (a_β) остается постоянным после старения при любой температуре, что свидетельствует об отсутствии заметного диффузионного перераспределения элементов в твердом растворе при образовании ω_{iso} -фазы. Параметры решетки c_ω и a_ω изотерми-

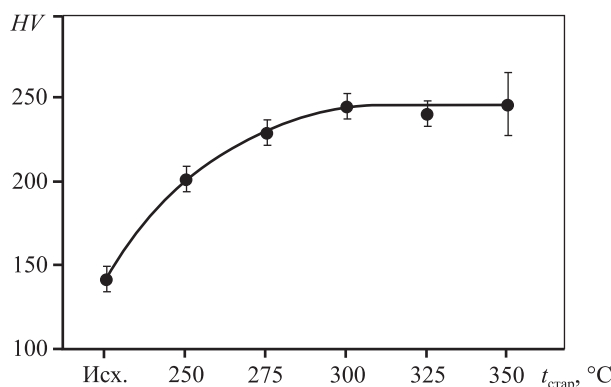


Рис. 4. Зависимость твердости по Виккерсу сплава Ti–22Nb–6Zr от температуры старения ($\tau = 3$ ч)

Fig. 4. Vickers hardness of the Ti–22Nb–6Zr alloy after ageing at t_{ag} ($\tau = 3$ h)

ческой ω_{iso} -фазы при $t_{\text{комн}}$ после всех температур старения постоянны в пределах погрешности, а их отношение $c_\omega/a_\omega = 0,613 \pm 0,002$ совпадает с ранее полученными данными [21]. Следовательно, кристаллическая решетка ω_{iso} -фазы не изменяется вне зависимости от температуры, при которой она образуется. Уменьшение температуры старения сопровождается уширением рентгеновской линии {002} ω_{iso} -фазы, при этом при пониженных температурах старения ширины линий достигают значений, близких к ширинам линий атермической бездиффузионной ω_{ath} -фазы [21]. Сужение пиков рентгеновских линий при более высоких темпера-

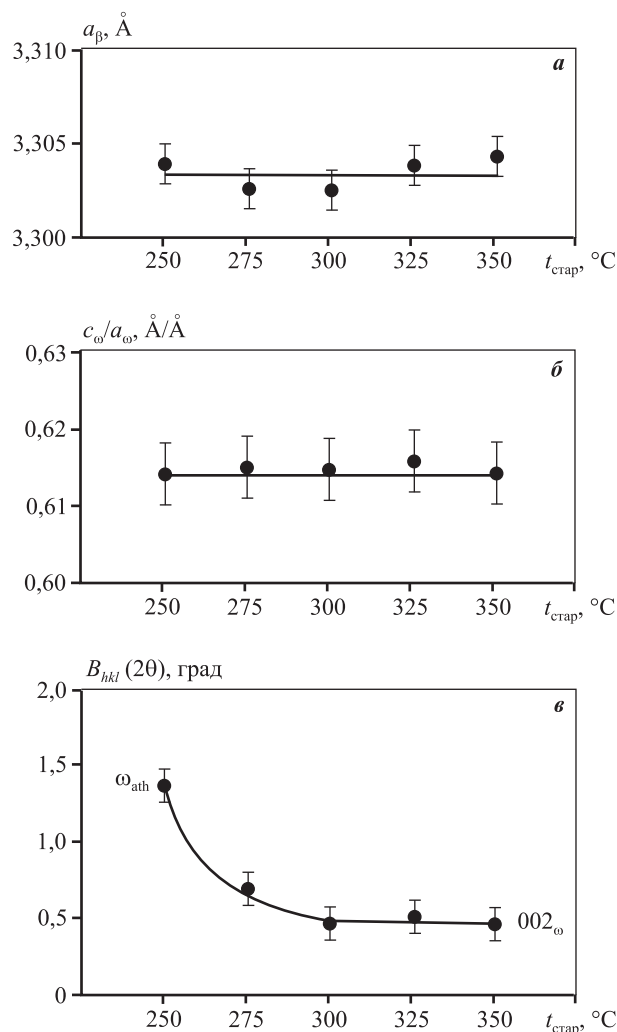


Рис. 5. Период решетки β -фазы (а), соотношение c_ω/a_ω ω_{iso} -фазы (б) и ширина B_{hkl} рентгеновской линии {002} ω_{iso} -фазы (в) после старения в течение 3 ч сплава Ti–22Nb–6Zr ($t_{\text{стар}} = 250 \div 350$ °C)

Fig. 5. β -phase lattice parameter (а), ω_{iso} -phase c_ω/a_ω ratio (б) and X-ray line width B_{hkl} of the ω_{iso} -phase peak position {002} (в) after ageing for 3 h ($t_{\text{ag}} = 250 \div 350$ °C) Ti–22Nb–6Zr alloy

турах старения, скорее всего, связано с более интенсивной релаксацией дефектов решетки и микронапряжений, возникающих при образовании ω_{iso} -фазы.

Следует иметь в виду, что интенсивности рентгеновских пиков ω_{iso} -фазы могут быть чувствительны к условиям съемки, размерам образца и ориентации зерен. Поэтому важной оценочной характеристикой количества образовавшейся ω_{iso} -фазы является соотношение суммарных интегральных интенсивностей выделившейся фазы и матрицы ($\Sigma I_{\omega}/\Sigma I_{\beta}$). Это соотношение имеет максимум $\Sigma I_{\omega}/\Sigma I_{\beta} = 0,09 \pm 0,01$ после старения при $t = 300^\circ\text{C}$ ($\tau = 3$ ч), что в 3–5 раз больше, чем на границах температурного интервала старения. Такое поведение характерно для С-образной кинетики образования ω_{iso} -фазы.

Выводы

1. Для интенсивного образования изотермической ω_{iso} -фазы наиболее эффективной схемой выхода на температуру старения (300°C) сплава Ti–22Nb–6Zr (ат.%) является схема, включающая быстрое охлаждение в воде до $t_{\text{комн}}$ от температуры отжига 600°C с последующим быстрым нагревом до температуры старения. Другие изученные схемы выхода в интервал старения с медленным охлаждением и/или нагревом не приводят к формированию рентгенографически идентифицируемого количества ω_{iso} -фазы.

2. В сплаве Ti–22Nb–6Zr $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ -превращение в интервале температур $250\text{--}350^\circ\text{C}$ имеет выраженную С-образную кинетику с максимумом при 300°C . Старение в интервале $t_{\text{стар}} = 250\div 350^\circ\text{C}$ приводит к дисперсионному упрочнению, проявляющемуся в увеличении твердости сплава Ti–22Nb–6Zr по сравнению с исходным закаленным состоянием. Причем твердость плавно растет при повышении температуры старения от 250 до 300°C и незначительно изменяется в интервале от 300 до 350°C . Увеличенный разброс значений твердости после старения при 350°C может быть результатом возникновения микронеоднородности структуры в связи с увеличением размеров выделившихся частиц ω_{iso} -фазы.

3. Период решетки β -фазы сплава Ti–22Nb–6Zr остается неизменным во всем температурном интервале старения $250\text{--}350^\circ\text{C}$, что свидетельствует об отсутствии заметного диффузионного перераспределения элементов в твердом растворе

при образовании ω_{iso} -фазы. Следовательно, ведущим механизмом превращения $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ является преимущественно сдвиговой механизм, контролируемый уровнем «начальных» напряжений, обеспечивающих предпочтительные места для выделения ω_{iso} -фазы, без существенного вклада диффузионного распределения элементов.

4. Образующаяся в ходе старения сплава Ti–22Nb–6Zr во всем интервале температур $250\text{--}350^\circ\text{C}$ ω_{iso} -фаза имеет соотношение $c_{\omega}/a_{\omega} = 0,613 \pm 0,002$, совпадающее с соотношением c_{ω}/a_{ω} для сдвиговой атермической ω_{ath} -фазы, что дополнительно подчеркивает идентичность этих двух фазовых разновидностей.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/> (термомеханическая обработка и измерение твердости) и Канадского совета по естественным наукам и инженерным исследованиям (NSERC) (выплавка слитков).

Acknowledgments. *The present work has been carried out with the financial support of the Russian Science Foundation, project number 21-73-10167, <https://rscf.ru/en/project/21-73-10167/> (thermomechanical treatment and hardness measurement) and the Natural Science and Engineering Research Council of Canada (NSERC) (ingot manufacturing).*

Литература/References

1. Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2008. No. 1. P. 30–42.
2. Biesiekierski A., Wang J., Abdel-Hady Gepreel M., Wen C. A new look at biomedical Ti-based shape memory alloys. *Acta Biomater.* 2012. No. 8. P. 1661–1669.
3. Bönisch M., Calin M., Waitz T., Panigrahi A., Zehetbauer M., Gebert A., Skrotzki W., Eckert J. Thermal stability and phase transformations of martensitic Ti–Nb alloys. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2013. No. 14 (5). P. 55004.
4. Aeby-Gautier E., Settefrati A., Bruneseaux F., Appolaire B., Denand B., Dehmas M., Geandier G., Boulet P. Isothermal α' formation in β metastable titanium alloys. *J. Alloys Compd.* 2013. No. 577. P. 5439–5443.
5. Kim H.Y., Fu J., Tobe H., Kim J.I., Miyazaki S. Crystal structure, transformation strain, and superelastic property of Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta alloys. *Shape Memory Superelast.* 2015. No. 1. P. 107–116.
6. Niinomi M. Metals for biomedical devices. Woodhead Publ., 2019.
7. Hao Y.L., Li S.J., Sun S.Y., Yang R. Effect of Zr and Sn on Young's modulus and superelasticity of Ti–Nb-based alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 441. P. 112–118.

8. Kim J. Il, Kim H.Y., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S. Shape memory characteristics of Ti–22Nb–(2–8) Zr (at.%) biomedical alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2005. No. 403. P. 334–339.
9. Gasik M.M., Yu H. Phase equilibria and thermal behavior of the biomedical Ti–Nb–Zr alloy. *Mater. Sci.* 2009. RM 29.
10. Camilo A., Salvador F., Opini V.C., Mello M.G., Caram R. Effects of double-aging heat-treatments on the microstructure and mechanical behavior of an Nb-modified Ti-5553 alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. Vol. 782. P. 137–142.
11. Dubinskiy S., Markova G., Baranova A., Vvedenskiy V., Minkova I., Prokoshkin S., Brailovski V. A non-typical Elinvar effect on cooling of a beta Ti–Nb–Zr alloy. *Mater. Lett.* 2022. No. 314. P. 131870.
12. Li Q., Niinomi M., Nakai M., Cui Z., Zhu S., Yang X. Effect of Zr on super-elasticity and mechanical properties of Ti–24at.%Nb–(0, 2, 4)at.%Zr alloy subjected to aging treatment. *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 536. P. 197–206.
13. Wang K., Wu D., Wang D., Deng Z., Tian Y., Zhang L., Liu L. Influence of cooling rate on ω phase precipitation and deformation mechanism of a novel metastable β titanium alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. Vol. 829. P. 142–151.
14. Tang X., Ahmed T., Rack H.J. Phase transformations in Ti–Nb–Ta and Ti–Nb–Ta–Zr alloys. *J. Mater. Sci.* 2000. Vol. 35. P. 1805–1811.
15. Hickman B.S. The formation of omega phase in titanium and zirconium alloys: A review. *J. Mater. Sci.* 1969. Vol. 4. P. 554–563.
16. Devaraj A., Williams A., Nag S., Srinivasan R., Fraser H.L., Banerjee R. Three-dimensional morphology and composition of omega precipitates in a binary titanium–molybdenum alloy. *Scr. Mater.* 2009. Vol. 61. P. 701–704.
17. Kim H.Y., Kim J.I., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S. Effect of thermo-mechanical treatment on mechanical properties and shape memory behavior of Ti–(26–28) at.% Nb alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 438–440. P. 839–843.
18. Hao Y.L., Li S.J., Sun S.Y., Yang R. Effect of Zr and Sn on Young's modulus and superelasticity of Ti–Nb-based alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 441. P. 112–118.
19. Dubinskiy S.M., Prokoshkin S.D., Brailovski V., Inaekyan K.E., Korotitskiy A.V., Filonov M.R., Petrzhih M.I. Structure formation during thermomechanical processing of Ti–Nb–(Zr, Ta) alloys and the manifestation of the shape-memory effect. *Phys. Met. Metallography*. 2011. Vol. 112. P. 503–516.
20. Inaekyan K., Brailovski V., Prokoshkin S., Pushin V., Dubinskiy S., Sheremetyev V. Comparative study of structure formation and mechanical behavior of age-hardened Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta shape memory alloys. *Mater. Charact.* 2015. Vol. 103. P. 65–74.
21. Dubinskiy S., Korotitskiy A., Prokoshkin S., Brailovski V. In situ X-ray diffraction study of athermal and isothermal omega-phase crystal lattice in Ti–Nb-based shape memory alloys. *Mater. Lett.* 2016. Vol. 168. P. 155–157.