

Статья посвящается юбилею академика РАН Вячеслава Михайловича Бузника

УДК 669-1

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–38Zr–9Nb (ат. %) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

© 2025 г. М. А. Каплан^{1,*}, С. В. Конушкин¹, К. В. Сергиенко¹, А. Д. Горбенко¹,
В. К. Жидков¹, М. А. Волчихина¹, Т. М. Севостьянова², Я. А. Морозова¹, А. Ю. Иванников¹,
М. Г. Фролова¹, член-корреспондент РАН А. Г. Колмаков¹, М. А. Севостьянов¹

Поступило 25.10.2024 г.

После доработки 27.12.2024 г.

Принято к публикации 10.01.2025 г.

Титан и его сплавы обладают рядом уникальных свойств, таких как высокая удельная прочность, устойчивость к коррозии, нетоксичность и биосовместимость с тканями человека. Благодаря этим свойствам они широко используются для создания протезов суставов человеческого тела. В данной работе исследуются слитки сплавов Ti–38Zr–9Nb (ат. %) и полученные из них пластины. Особое внимание уделяется однородности химического состава, микроструктуре, фазовому составу и механическим свойствам. Полученные слитки подходят для дальнейшей обработки давлением. Гомогенизирующий отжиг при температуре 1000°C в течение двух часов разрушает дендритную структуру сплава. После гомогенизирующего отжига α' -фаза полностью растворяется в β -фазе, которая является основной для использования сплава в имплантах. Микроструктура пластины однородна и состоит из полиэдрических β -зерен. Размер зерен после прокатки составляет примерно 100 мкм. Рентгенофазовый анализ показал, что сплав состоит из метастабильного β -Ti, стабилизированного Nb и Zr. Сплав Ti–38Zr–9Nb обладает механическими свойствами, близкими к свойствам человеческой кости, а именно низким модулем упругости, высокой прочностью и пластичностью, которые делают его перспективным материалом для применения в медицинских целях.

Ключевые слова: титановые сплавы, циркониевые сплавы, биосовместимые материалы, слитки, пластины, механические свойства, модуль упругости, микроструктура

DOI: 10.31857/S2686953525010048, EDN: AWGWOD

ВВЕДЕНИЕ

Выбор материала для различных имплантов до сих пор является важным для благополучия пациента и успешного хирургического вмешательства. Наиболее распространенными в области протезирования материалами являются титановые сплавы [1, 2]. У этого есть основания, поскольку чистый титан обладает высокой биосовместимостью и коррозионной стойкостью, которые позволяют делать из него полноценные протезы и их детали. Тем не менее, титан также обладает и недостатками: низкой износостойко-

стью и модулем упругости, сильно превышающим таковой у человеческих костей. То же можно сказать про часто используемый титановый сплав Ti–6Al–4V. Его применение вызывает проблемы в поздний постимплантационный период, самой заметной из которых является эффект защиты от напряжения тканей, вызываемого тем, что модуль упругости этого материала достаточно высокий и составляет около 110 ГПа, в то время как модуль упругости естественной кости варьируется от 15 до 30 ГПа [3, 4]. Подобная разница в значениях создает эффект экранирования нагрузки, который заключается в том, что при нагрузке прикладываемое усилие воспринимается металлическим имплантатом, а не окружающей его костной тканью. Это приводит к резорбции кости, соприкасающейся с имплантом, и ее атрофии [5]. Кроме того, следует учитывать, что применяемые в титановых сплавах легирующие элементы (Al, Ni и V) являются токсичными для

¹Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), 119334 Москва, Россия

²Российский национальный исследовательский медицинский университет имени Н.И. Пирогова (РНИМУ им. Н.И. Пирогова), 117513 Москва, Россия

*E-mail: mishakaplan@yandex.ru

людей и вызывают аллергические реакции [6, 7]. Поэтому все большее внимание уделяется созданию новых титановых сплавов, содержащих ниобий, цирконий, тантал и другие нетоксичные элементы [8–13]. Также одной из хорошо зарекомендовавших себя групп титановых сплавов является Ti–Nb–Zr. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, и при этом низкой скоростью растворения материалов в физиологических жидкостях [9, 14, 15]. Все легирующие элементы этой группы являются β -стабилизирующими элементами. В титановых сплавах β -фаза имеет более низкий модуль упругости, чем основная α -фаза, поэтому такой состав приводит к более низкому модулю упругости конечного сплава [16–20]. Эта характеристика крайне важна для материалов протезов, так как применение низко модульных (по Юнгу) материалов делает распределение напряжений более равномерным на стыке кость–имплантат, сводя к минимуму риск расшатывания импланта и разрушения костной массы.

Высокомодульные импланты могут создавать концентрированные нагрузки во время таких действий, как ходьба или перенос веса, что может привести к расшатыванию импланта, его усталости или даже сколам. Титановые сплавы с низким модулем упругости распределяют эти усилия равномерно, могут помочь предотвратить разрушение импланта из-за осложнений, связанных с нагрузкой, способствовать лучшей остеоинтеграции, влиять на степень передачи напряжения на границе раздела кость–имплант и повышать стабильности протеза.

Целью работы являлось получение и исследование свойств титанового сплава Ti–38Zr–9Nb (ат. %) медицинского назначения в виде слитков и полученных из них пластины.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для создания сплава были использованы следующие материалы: йодидный титан (ТИ-1, чистота 99.99%), ниобий марки Nb-1 (чистота 99.9%) и йодидный цирконий (чистота 99.99%).

Перед началом процесса выплавки были подготовлены навески материалов для получения состава Ti–38Zr–9Nb (ат. %). Выплавка проводилась в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе в аргонодуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом L200DI (Leybold-Heraeus, Германия) при давлении аргона 40×10^3 Па. В медный поддон навески укладывались следу-

ющим образом: на дно лунок кристаллизатора помещали титановую губку, затем цирконий, а сверху ниобий. В дополнительную лунку укладывали цирконий, выполнявший функцию геттера. Печь вакуумировали до остаточного давления 1.33 Па, после чего заполняли инертным газом — аргоном высокой чистоты. Расплавляли циркониевый геттер для удаления возможных оставшихся примесей кислорода в газе. После этого навески материалов расплавляли для получения цельных слитков. Слитки массой 60 г переплавляли шесть раз, каждый раз переворачивая их для более качественного перемешивания исходных компонентов. Из них за три переплава были получены цельные слитки по 180 г каждый. После выплавки слитки массой 180 г проходили процесс гомогенизирующего отжига в течение двух часов под вакуумом при давлении 27×10^{-4} Па и температуре 1000°C.

Образцы закаляли в муфельной печи с трехсторонним нагревом (Термокерамика, Россия). Печь оснащена управляющим блоком Термолюкс-010. Перед закалкой образцы выдерживались в печи в течение пяти минут при температуре 1000°C.

Для получения пластины литая заготовка, толщиной около 18 мм, подвергалась первичной деформации методом теплой прокатки. Заготовку предварительно нагревали до температуры 600°C в муфельной печи KYLS 20.18.40/10 (Hans Beimler, Германия) и далее прокатывали на двухвалковом стане ДУО-300 (АО “Исток МЛ”, Россия). Процесс получения пластины проходил в несколько этапов:

- обжатие заготовки по 1.5 мм за проход до толщины 4 мм, при нагреве заготовки каждые два прохода;
- обжатие заготовки по 1 мм до толщины заготовки 2 мм, при нагреве после каждого прохода;
- обжатие заготовки по 0.5 мм до конечной толщины 1 мм, при нагреве только перед первым проходом.

Время нагрева составляло 20 мин перед первой прокаткой и 5 мин при промежуточных отжигах. Пластина толщиной 1.5 мм прокатывалась в холодном состоянии. Пластины подвергали рекристаллизационному отжигу под вакуумом при температуре 800°C: пластины толщиной 5 и 8 мм отжигали в течение 1 ч, толщиной 1.5 мм — в течение 30 мин.

Подготовка образцов для металлографического исследования заключалась в последователь-

ном шлифовании после запрессовки. Шлифовку проводили на алмазных дисках Piatto (Akasel, Дания) различной зернистости: P120 – 3–5 мин, P220 – 8–10 мин, P600 – 10–15 мин. В процессе шлифования использовался бархат Akasel NAPAL с суспензией DiaMaxx Poly. Размеры алмазных частиц составляли 3 и 1 мкм. Образцы полировали с помощью полировальной машины Phoenix 400 (Buehler, США).

Для выявления микроструктуры образцы были обработаны травильным раствором, состоящим из плавиковой и азотной кислот с добавлением дистиллированной воды в пропорции 10% HF : 10% HNO₃ : 80% H₂O. Шлифы обрабатывались раствором в течение 20–30 с, после чего промывались водой и этиловым спиртом.

Исследование микроструктуры проводили при помощи светового микроскопа Альтами MET 5C (Альтами, Россия), оснащенного видеокамерой высокого разрешения со специализированным программным обеспечением Altami Studio 3.5.

Микротвердость сплавов изучали методом Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450-76. Нагрузка для исследования слитков составляла 100 г при выдержке 10 с и для исследования пластины – 200 г при выдержке 15 с. Для каждого образца проводили 20 измерений. Для проведения измерений использовали микротвердомер Wilson 401 MVD (Wolpert, Нидерланды).

Анализ распределения химических элементов после выплавки и гомогенизирующего отжига проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM4000 (Hitachi Ltd., Япония), оборудованного ЭДС-детектором компании Bruker (Германия). Ускоряющее напряжение составляло 15 кВ. Для изучения образцов в растровом режиме их приклеивали на медную подложку с помощью специального проводящего углеродного клея.

Определение фазового состава и параметров кристаллической решетки проводили методом рентгенофазового анализа (РФА) с использованием CuK_α-излучения в геометрии параллельного пучка при комнатной температуре. Перед анализом образцы очищали наждачной бумагой P1000, а затем промывали ацетоном и дистиллированной водой.

Статические механические испытания проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 3382 (Instron, США) со скоростью растяжения 1 мм мин^{–1}. Обработку результатов

испытаний при изучении механических свойств осуществляли в соответствии с ГОСТ 1497-84 с помощью ПО INSTRON Bluehill 2.0.

Фрактографические исследования проводились на сканирующем электронном микроскопе Hitachi-4700 (Hitachi Ltd., Япония), мощностью 15кВт в режиме вторичных электронов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Выбор состава сплава Ti–38Zr–9Nb (ат. %) для настоящего исследования основан на оценке исходного фазового состава методами молибденового эквивалента и отношения электронов к атому (e/a), превосходной биосовместимости исходных компонентов [20–22] и данных из ранее проводимых исследований [23, 24].

Микроструктура исследуемых сплавов после выплавки и гомогенизирующего отжига имеет общие черты. В основном объеме слитков состава Ti–38Zr–9Nb наблюдается зернистая структура с размером зерен от 1 до 3 мм (рис. 1а,в,г). При этом в некоторых местах слитков можно увидеть дендритную структуру (рис. 1а,б), которая характерна для титановых сплавов, содержащих тугоплавкие элементы и не прошедших термическую обработку. Это связано с тем, что ниобий и цирконий кристаллизуются раньше титана при медленном охлаждении. После гомогенизирующего отжига в вакууме при температуре 1000°C в течение двух часов дендритная структура полностью растворяется и формируются крупные зерна размером до 2 мм. Слитки, которые дополнительно подвергли закалке в воду с температуры 1000°C, также имеют зернистую структуру, характерную для β-титановых сплавов. Обработка поверхности для выявления границ зерен приводит к ее наводороживанию, что заметно на микрофотографиях в виде темных точек и линий. Также после закалки начинают хорошо протравливаться субзерна (рис. 1г).

Распределение химических элементов слитка после выплавки и гомогенизирующего отжига, полученное с помощью СЭМ с ЭДС детектором, показано на рис. 2.

Данные о распределении химических элементов после выплавки показывают неоднородность химического состава. После гомогенизирующего отжига при температуре 1000°C в течение 2 ч наблюдается более равномерное распределение элементов за счет взаимной диффузии. Увеличение температуры и времени отжига исследуемых

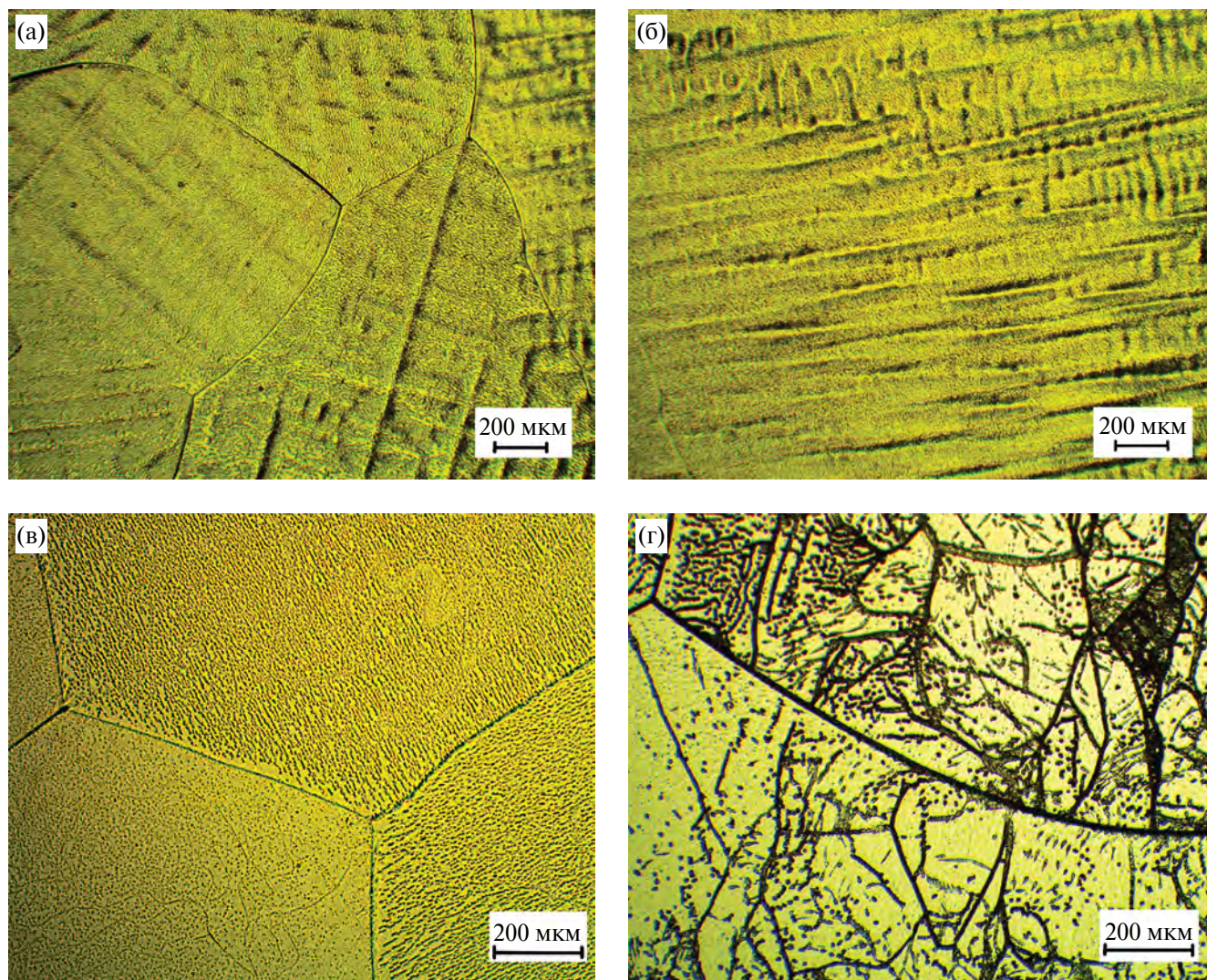


Рис. 1. Микроструктура сплава: (а) после выплавки — центр слитка, (б) после выплавки — дендриты на верхней части слитка, (в) после выплавки и гомогенизирующего отжига, (г) после выплавки, гомогенизирующего отжига и закалки.

слитков не требуется и может привести к нежелательному увеличению размера зерен.

Далее проводили исследование фазового состава слитка после выплавки, гомогенизирующего отжига и закалки. На рис. 3 представлена рентгенограмма сплава Ti–38Zr–9Nb.

Согласно результатам РФА, сплав в основном состоит из β -Ti и небольшого количества α' -фазы (рис. 3). Это происходит благодаря большому количеству β -стабилизаторов, таких как ниобий. В качестве дополнительного стабилизатора может выступать цирконий при наличии других β -стабилизующих элементов — молибдена, тантала или ниобия. После термической обработки фазовый состав сплава состоит полностью из β -Ti.

С помощью метода Виккерса изучали микротвердость сплавов после выплавки и термической обработки (ТО) перед дальнейшей пластической деформацией. Микротвердость сплава после отжига (244 ± 4 HV) и отжига с закалкой (245 ± 5 HV) ниже микротвердости после выплавки (250 ± 4 HV), но разница находится в пределах погрешности измерения. В результате ТО фазовый состав не менялся, поэтому рекристаллизация из-за фазового наклепа не происходила. Однако термическая обработка снимала часть внутренних напряжений.

Далее была получена пластина и проведено ее исследование. На рис. 4 представлено изображение микроструктуры пластины после проката.

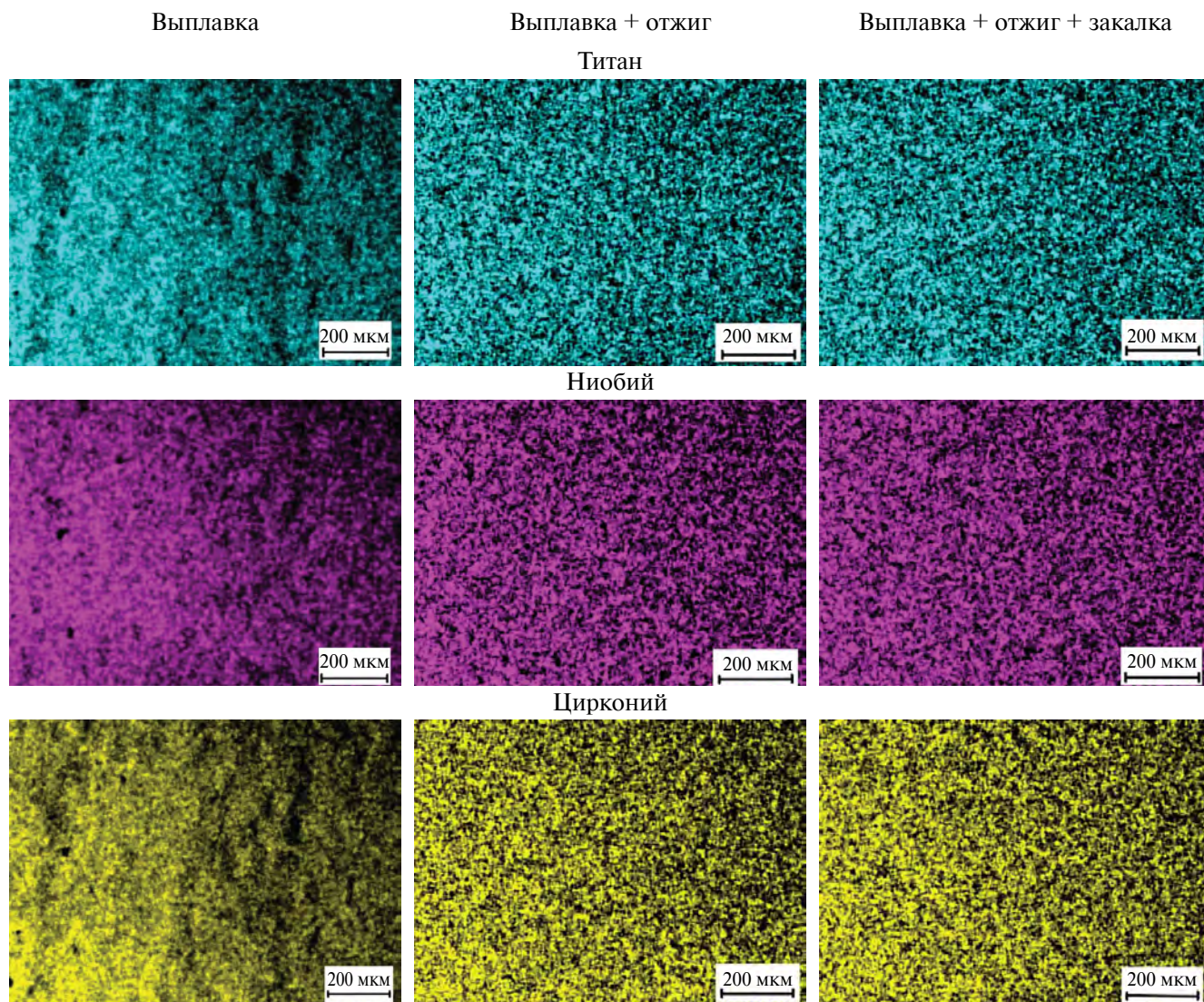


Рис. 2. Распределение элементов по сечению слитка Ti–38Zr–9Nb.

Микроструктура поверхности пластины однородна, она состоит из полиэдрических β -зерен. Размер зерен не превышает 200 мкм (рис. 4а). Однородность зерен можно объяснить предварительным нагревом заготовок и контактом с массивными холодными валками прокатного стана. На боковой части пластины мы видим вытянутые в направлении прокатки зерна (рис. 4б).

Изучение методом РФА фазового состава пластины после прокатки (рис. 3) показало, что сплавы состоят из метастабильного β -Ti благодаря влиянию β -стабилизаторов — Nb и Zr. Цирконий сам по себе является нейтральным упрочнителем, но при наличии других β -стабилизаторов он также слабо стабилизирует β -фазу.

Были исследованы механические свойства пластины. Пластина после проката обладает

механическими свойствами, пригодными для применения в медицинских целях для изготовления имплантатов: относительное удлинение составило $14.4 \pm 2 \%$, условный предел текучести 494 ± 35 МПа, а предел прочности 656 ± 6 МПа. Микротвердость составила 216 ± 2 НВ, что на 12% меньше, чем микротвердость слитков. Это может быть связано с тем, что в слитках присутствует небольшое количество α' -фазы, тогда как пластина полностью состоит из β -Ti. Также методом растяжения с использованием экстензометра был определен модуль упругости пластины, который составил 59 ± 2 ГПа. Значение модуля Юнга оказалось близким к модулю упругости человеческой кости.

На рис. 5 показана пластина после разрушения.

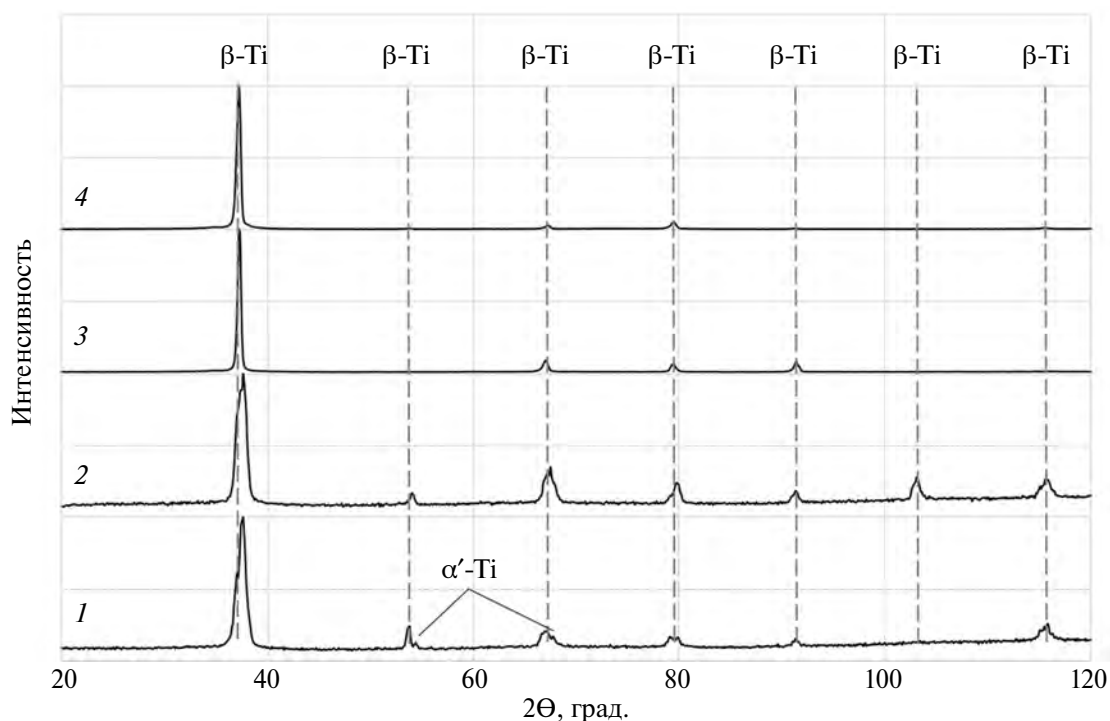


Рис. 3. Рентгенограммы сплава Ti–38Zr–9Nb: после выплавки (1), после выплавки и гомогенизирующего отжига (2), после выплавки, гомогенизирующего отжига и закалки (3), после прокатки (4).

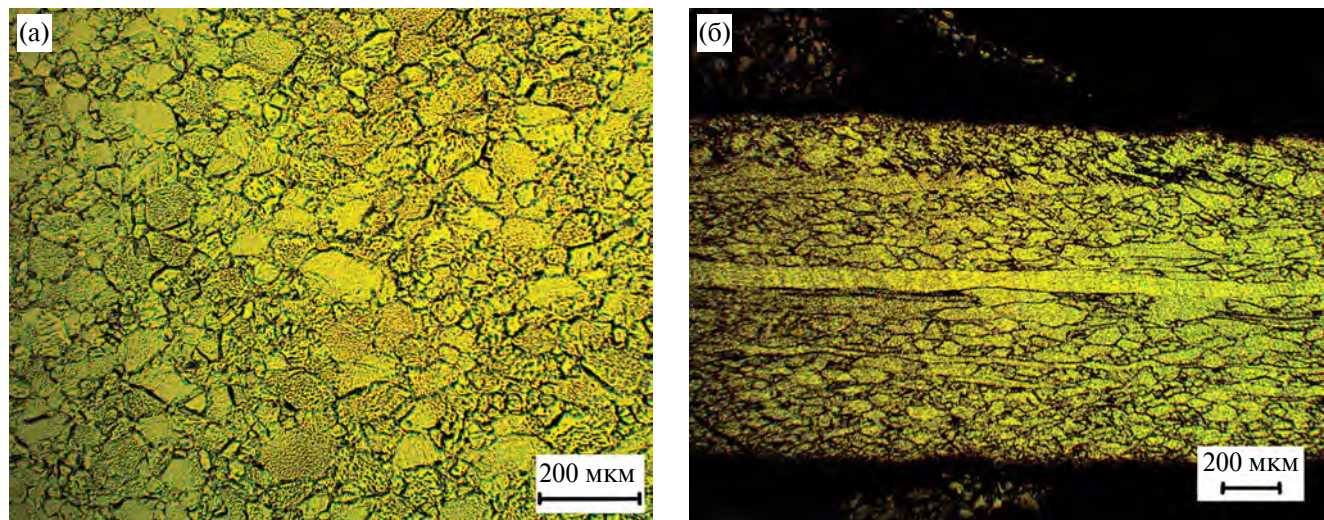


Рис. 4. Микроструктура пластины Ti–38Zr–9Nb после проката: вид сверху (а), вид сбоку (б).

В зоне разрушения присутствуют как хрупкие области излома в виде “ручьистого узора”, так и вязкие области в виде “ямок”. Наблюдается слоистость структуры, которая указывает на начало процесса рекристаллизации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Для получения однородного химического и фазового состава сплава применяли 9 перепла-

вов и гомогенизирующий отжиг. Полученные слитки пригодны для дальнейшей механической обработки давлением.

2. Гомогенизирующий отжиг при температуре 1000°C в течение двух часов разрушает дендритную структуру сплава. Элементы сплава равномерно распределяются по объему за счет диффузии, рекристаллизации зерен и их переориентирования. При этом размер зерна практи-

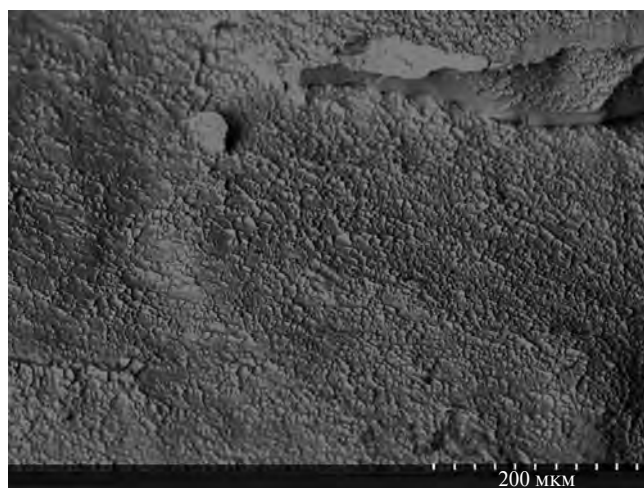
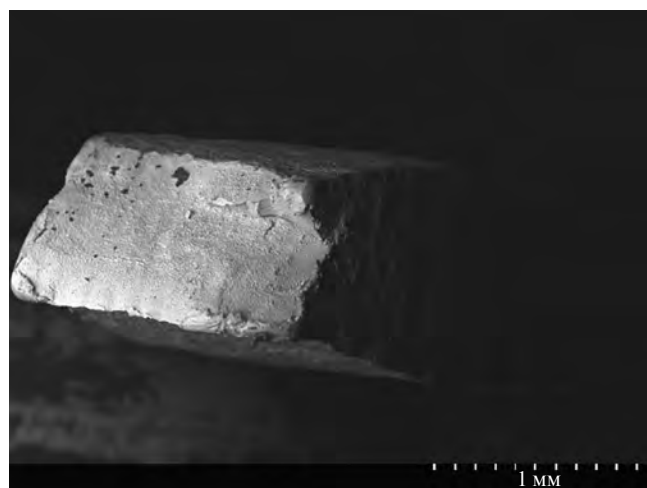


Рис. 5. Фрактография сплава Ti–38Zr–9Nb после исследования механических свойств.

чески не увеличивается. Микротвердость сплава после такой обработки также остается почти неизменной.

3. После гомогенизирующего отжига и закалки слитка α' -фаза полностью растворяется в β -фазе, которая является основной для применения сплава в имплантах.

4. Микроструктура пластины однородна и состоит из полиэдрических β -зерен, размер которых после прокатки составляет примерно 100 мкм.

5. Рентгенофазовый анализ показал, что сплав состоит из метастабильного β -Ti, стабилизированного Nb и Zr. Цирконий сам по себе является нейтральным упрочнителем, но в присутствии других β -стабилизаторов он также слабо стабилизирует β -фазу.

6. Сплав Ti–38Zr–9Nb обладает механическими свойствами, пригодными для применения в медицинских целях для изготовления имплантатов, которые делают его перспективным материалом для использования в медицинских целях.

ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-13-00186, <https://rscf.ru/project/24-13-00186/>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Kim H.Y., Ikehara Y., Kim J.I., Hosoda H., Miyazaki S. // *Acta mater.* 2006. Т. 54. № 9. Р. 2419–2429. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.01.019>
- Zhang J., Li Y., Li W. // *J. Mater. Sci.* 2021. Т. 56. Р. 11456–11468. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05814-4>
- Patel N., Gohil P. // *Int. J. Emerg. Technol. Adv. Eng.* 2012. Т. 2. № 4. Р. 91–101.
- Bai L., Gong C., Chen X., Sun Y., Zhang J., Cai L., Zhu S., Xie S.Q. // *Metals*. 2019. Т. 9. № 9. Р. 1004. <https://doi.org/10.3390/met9091004>
- Chao Q., Hodgson P.D., Beladi H. // *Metall. Mater. Trans. A*. 2014. V. 45. P. 2659–2671. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2205-5>
- Park Y.J., Song Y.H., An J.H., Song H.J., Anusavice K.J. // *J. Dent.* 2013. V. 41. № 12. P. 1251–1258. <https://doi.org/10.1016/j.jdent.2013.09.003>
- Li Y., Wong C., Xiong J., Hodgson P., Wen C. // *J. Dent. Res.* 2010. V. 89. № 5. P. 493–497. <https://doi.org/10.1177/0022034510363675>
- Schneider S.G., Nunes C.A., Rogero S.O., Higa O.Z., Bressiani J.C. // *Biomecánica*. 2000. V. 8. № 1. P. 84–87. <https://doi.org/10.5821/sibb.v8i1.1653>
- Mishra A.K., Davidson J.A., Poggie R.A., Kovacs P., Ted J. Mechanical and tribological properties and biocompatibility of diffusion hardened Ti–13Nb–13Zr – A new titanium alloy for surgical implants. In: *Medical applications of titanium and its alloys*. Brown S.A., Lemons J.E. (eds). ASTM STP 1272, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1996. pp. 96–116.
- Black J. Biological performance of materials. Fundamentals of biocompatibility. 4th ed. Taylor & Francis Group, LCC: Abingdon, UK, 2005. 520 p. <https://doi.org/10.1201/9781420057843>
- Конушкин С.В., Кирсанкин А.А., Михайлова А.В., Румянцев Б.А., Лукьянов А.С., Каплан М.А., Горбенко А.Д., Сергиенко К.В., Насакина Е.О., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А. // *Электротехнология*. 2023. № 10. С. 2–8. <https://doi.org/10.31044/1684-5781-2023-0-10-2-8>
- Насакина Е.О., Сударчикова М.А., Баикин А.С., Мельникова А.А., Демин К.Ю., Дормидонтов Н.А., Прокофьев П.А., Конушкин С.В., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г. //

- Деформация и разрушение материалов. 2023. № 12. С. 25–29.
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2023-12-25-29>
13. Сергиенко К.В., Михайлова А.В., Конушкин С.В., Каплан М.А., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Баикин А.С., Колмаков А.Г. // Металлы. 2022. № 4. С. 33–39.
<https://doi.org/10.30791/1028-978X-2023-12-32-42>
 14. Mohammed M.T., Khan Z.A., Siddiquee A.N. // Int. J. Chem. Nucl. Metall. Mater. Eng. 2014. V. 8. № 8. P. 822–827.
<https://doi.org/10.5281/zenodo.1094481>
 15. Chen Q., Thouas G.A. // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2015. V. 87. P. 1–57.
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.10.001>
 16. Liu Q., Meng Q., Guo S., Zhao X. // Prog. Nat. Sci. Mater. Int. 2013. V. 23. № 6. P. 562–565.
<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2013.11.005>
 17. Raffa M.L., Nguyen V.-H., Hernigou P., Flouzat-Lachaniette C.H., Haiat G. // J. Orthop. Res. 2021. V. 39. № 6. 1174–1183.
<https://doi.org/10.1002/jor.24840>
 18. Shahzamanian M.M., Banerjee R., Dahotre N.B., Srinivasa A.R., Reddy J.N. // Compos. Struct. 2023. V. 39. 117262.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117262>
 19. Konushkin S.V., Kaplan M.A., Sergienko K.V., Gorbenko A.D., Morozova Ya.A., Ivannikov A.Yu., Sudarchikova M.A., Sevostyanova T.M., Nasakina E.O., Mikhlik S.A., Kolmakov A.G., Sevostyanov M.A. // Inorg. Mater. Appl. Res. 2024. V. 15. № 2. P. 395–401.
<https://doi.org/10.1134/S2075113324020266>
 20. Hanawa T. // Sci. Technol. Adv. Mater. 2022. V. 23. № 1. P. 457–472.
<https://doi.org/10.1080/14686996.2022.2106156>
 21. Popescu S.M., Manolea H., Diaconu O.A., Mercuț V., Scriciu M., Dascălu I.T., Tuculina M.J., Obadan F., Popescu F.D. // Defect and Diffusion Forum, 2017. V. 376. P. 12–28.
<https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/DDF.376.12>
 22. O'Brien B. Niobium biomaterials. In: Advances in metallic biomaterials. Niinomi M., Narushima T., Nakai M. (eds). Springer Series in Biomaterials Science and Engineering, vol. 3. Springer, Berlin, Heidelberg, 2015. 245–272.
https://doi.org/10.1007/978-3-662-46836-4_11
 23. Sergienko K.V., Konushkin S.V., Kaplan M.A., Gorbenko A.D., Guo Y., Nasakina E.O., Sudarchikova M.A., Sevostyanova T.M., Morozova Ya.A., Shatova L.A., Mikhlik S.A., Sevostyanov M.A., Kolmakov A.G. // Metals. 2024. V. 14. № 11. 1311.
<https://doi.org/10.3390/met14111311>
 24. Wang B.L., Li L., Zheng Y.F. // Biomed. Mater. 2010. V. 5. № 4. 044102.
<https://doi.org/10.1088/1748-6041/5/4/044102>

Dedicated to the jubilee of Vyacheslav Buznik, Academician of the RAS

PREPARATION AND STUDY OF TITANIUM ALLOY Ti–38Zr–9Nb (at. %) FOR MEDICAL PURPOSES

M. A. Kaplan^{a, #}, S. V. Konushkin^a, K. V. Sergienko^a, A. D. Gorbenko^a, V. K. Zhidkov^a,
M. A. Volchikhina^a, T. M. Sevostyanova^b, Ya. A. Morozova^a, A. Yu. Ivannikov^a, M. G. Frolova^a,

Corresponding Member of the RAS A. G. Kolmakov^a, M. A. Sevostyanov^a

^a*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences,
119334 Moscow, Russian Federation*

^b*Pirogov Russian National Research Medical University (RNRMU), 117513 Moscow, Russian Federation*

[#]*E-mail: mishakaplan@yandex.ru*

Titanium and its alloys have a number of unique properties, such as high specific strength, corrosion resistance, non-toxicity and biocompatibility with human tissues. Due to these properties, they are widely used to create prosthetic joints for the human body. However, the material used for implants, VT6 (Ti–6Al–4V), can cause a stress shielding effect due to a higher elastic modulus (110 GPa) compared to human bone (<30 GPa). In addition, Al and V ions released from the VT6 alloy can cause health problems such as Alzheimer's disease, osteomalacia and neuropathy. Therefore, the development of titanium-based materials that are non-toxic and have mechanical properties corresponding to natural bone is an urgent task. In this paper, we study Ti–38Zr–9Nb (at. %) alloy ingots and plates obtained from them. Particular attention is paid to the homogeneity of the chemical composition, microstructure, phase composition and mechanical properties. The ingots obtained as a result of the work are suitable for further pressure processing. Homogenizing annealing at a temperature of 1000°C for two hours destroys the dendritic structure of the alloy. After homogenizing annealing, the α -phase completely dissolves in the β -phase, which is the main one for using the alloy in implants. The microstructure of the plates is uniform and consists of polyhedral β -grains. The grain size after rolling is approximately 100 μ m. X-ray phase analysis showed that the alloy consists of metastable β -Ti stabilized by Nb and Zr. The Ti–38Zr–9Nb alloy has good mechanical properties, which make it a suitable material for medical purposes.

Keywords: titanium alloys, zirconium alloys, biocompatible materials, ingots, plates, mechanical properties, elastic modulus, microstructure