

Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства нового β -Ti-сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr

© 2022 г. Д.В. Гундеров^{1,2}, А.А. Чуракова^{1,2}, А.В. Поляков^{2,3}, А.Г. Рааб²,
С.Д. Гундерова², Ю.А. Лебедев¹, Ana Paula Rosifini Alves Claro⁴

¹ Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра
Российской академии наук (ИФМК УФИЦ РАН), г. Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий (УУНиТ), г. Уфа, Россия

³ Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ),
г. Пермь, Россия

⁴ São Paulo State University, São Paulo, Brazil

Статья поступила в редакцию 01.06.2022 г., доработана 23.06.2022 г., подписана в печать 04.07.2022 г.

Аннотация: В данной работе представлены сравнительные исследования структурных и механических свойств нового β -Ti-сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr, подвергнутого традиционной холодной ротационной ковке и равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 250 °С. Основной фазой в исходном закаленном состоянии, послековки и РКУП-обработки является ОЦК- β -фаза. Уширение рентгеновских линий β -фазы и данные ПЭМ свидетельствуют об измельчении структуры и повышении концентрации дефектов решетки после деформационных обработок. В исходном состоянии сплав имеет временное сопротивление при растяжении около 700 МПа, условный предел текучести 450 МПа и относительное удлинение до разрушения ~30 %. В результатековки временное сопротивление и условный предел текучести сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr повышаются до 1230 и 950 МПа, а после РКУП – до 1280 и 1270 МПа соответственно, а также снижается относительное удлинение до 6 %. Значительное увеличение прочностных характеристик сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr, подвергнутого РКУП, делает его более перспективным для применения в медицине.

Ключевые слова: Ti-сплавы, равноканальное угловое прессование (РКУП), наноструктурное состояние, механические свойства.

Гундеров Д.В. – докт. физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник ИФМК УФИЦ РАН (450054, Россия, г. Уфа, пр. Октября, 71);
вед. науч. сотрудник УУНиТ (450076, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32).
E-mail: dimagun@mail.ru.

Чуракова А.А. – канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник ИФМК УФИЦ РАН; ст. науч. сотрудник УУНиТ.
E-mail: berbatovaanna@mail.ru.

Поляков А.В. – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник УУНиТ; ст. науч. сотрудник ПНИПУ
(614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: deathex@mail.ru.

Рааб А.Г. – канд. техн. наук, науч. сотрудник УУНиТ. E-mail: agraab@mail.ru.

Гундерова С.Д. – студентка УУНиТ. E-mail: gynderova@mail.ru.

Лебедев Ю.А. – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник ИФМК УФИЦ РАН.
E-mail: lebedev@anrb.ru.

Ana Paula Rosifini Alves Claro – prof., São Paulo State University, São Paulo, Brazil.
E-mail: paula.rosifini@unesp.br.

Для цитирования: Гундеров Д.В., Чуракова А.А., Поляков А.В., Рааб А.Г., Гундерова С.Д., Лебедев Ю.А.,
Ana Paula Rosifini Alves Claro. Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические
свойства нового β -Ti-сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2022. Т. 28. № 6. С. 49–57.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-6-49-57.

Effect of equal channel angular pressing on the structure and mechanical properties of new Ti–10Mo–8Nb–6Zr β -Ti alloy

D.V. Gunderov^{1,2}, A.A. Churakova^{1,2}, A.V. Polyakov^{2,3}, A.G. Raab², S.D. Gunderova², Yu.A. Lebedev¹, Ana Paula Rosifini Alves Claro⁴

¹ Institute of Molecule and Crystal Physics of the Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, Ufa, Russia

² Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia

³ Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

⁴ São Paulo State University, São Paulo, Brazil

Received 01.06.2022, revised 23.06.2022, accepted for publication 04.07.2022

Abstract: This paper presents comparative studies of the structural and mechanical properties of the new Ti–10Mo–8Nb–6Zr β -Ti alloy subjected to traditional cold rotary forging and equal channel angular pressing (ECAP) at 250 °C. The main phase in the initial hardened state after forging and ECAP is the BCC β phase. A broadening of the β phase X-ray lines and TEM data indicate a reduction in the structure and an increase in the concentration of lattice defects after deformation treatments. In the initial state, the alloy has an ultimate tensile strength of about 700 MPa, offset yield strength of 450 MPa and elongation at break of ~30 %. As a result of forging, the ultimate tensile strength and offset yield strength of the alloy increase to 1230 and 950 MPa, and after ECAP – to 1280 and 1270 MPa, respectively. At the same time, the elongation is reduced to 6 % after ECAP. A significant increase in the strength of the Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy after ECAP makes it more promising for use in medicine.

Keywords: Ti alloys, equal channel angular pressing (ECAP), nanostructural state, mechanical properties.

Gunderov D.V. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), leading researcher of the Institute of Molecule and Crystal Physics – Subdivision of the Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences (IMCP UFRC RAS) (450054, Russia, Ufa, pr. Oktyabrya, 71); leading researcher of Ufa University of Science and Technology (450076, Russia, Ufa, Zaki Validi str., 32). E-mail: dimagun@mail.ru.

Churakova A.A. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), research associate of IMCP UFRC RAS; senior researcher of Ufa University of Science and Technology. E-mail: berbatovaanna@mail.ru.

Polyakov A.V. – Cand. Sci. (Eng.), senior researcher of Ufa University of Science and Technology, Senior researcher of Perm National Research Polytechnic University (614990, Russia, Perm, Komsomolskii pr., 29). E-mail: deathex@mail.ru.

Raab A.G. – Cand. Sci. (Eng.), research associate of Ufa University of Science and Technology. E-mail: agraab@mail.ru.

Gunderova S.D. – student of Ufa University of Science and Technology. E-mail: gynderova@mail.ru.

Lebedev Yu.A. – Cand. Sci. (Eng.), senior researcher of IMCP UFRC RAS. E-mail: lebedev@anrb.ru.

Ana Paula Rosifini Alves Claro – prof., São Paulo State University, São Paulo, Brazil. E-mail: paula.rosifini@unesp.br.

For citation: Gunderov D.V., Churakova A.A., Polyakov A.V., Raab A.G., Gunderova S.D., Lebedev Yu.A., Ana Paula Rosifini Alves Claro. Effect of equal channel angular pressing on the structure and mechanical properties of new Ti–10Mo–8Nb–6Zr β -Ti alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2022. Vol. 28. No. 6. P. 49–57 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-6-49-57.

Введение

Титановые сплавы широко используются в медицине в качестве материалов для имплантатов. Они обладают превосходной коррозионной стойкостью, биосовместимостью и высокой удельной прочностью [1–3]. В медицине широко применяются чистый Ti и сплав Ti–6Al–4V¹, который первоначально был создан для авиационной и космической техники. Он относится к титановым

($\alpha + \beta$)-сплавам и обладает более высокой прочностью, чем чистый титан. Но последний, а также сплав Ti–6Al–4V с высокой объемной долей α -фазы имеют модуль Юнга $E \sim 110$ ГПа [1,3], что превышает модуль упругости кости ($E \sim 30$ ГПа) в несколько раз [4]. Большое различие между этими значениями повышает вероятность ранней резорбции имплантата от кости. Кроме того, сплав Ti–6Al–4V содержит ванадий, при попадании ионов которого в организм возможно неблагоприятное влияние на здоровье человека [1]. В работе [7] был разработан сплав Ti–6Al–7Nb

¹ Здесь и далее составы сплавов приведены в мас.%, если не указано иное.

[5, 6], однако он тоже имеет недостаток из-за токсичности ионов алюминия, которые могут вызывать болезнь Альцгеймера [7].

Поскольку легирующие элементы сплава Ti—6Al—4V оказывают негативное влияние на организм человека, а сплав имеет высокий модуль упругости, то возникает необходимость создания новых материалов с низким модулем Юнга и легирующими элементами, не оказывающими вредного воздействия на организм человека. Таковыми являются β -Ti-сплавы, содержащие большее количество β -стабилизаторов [6], которые предпочтительнее растворяются в β -Ti, снижают температуру β - α -превращения и расширяют область существования β -модификации вплоть до комнатных температур [3, 8].

Как известно, β -стабилизаторами, не вызывающими аллергических реакций и безопасными для организма, являются, в частности, молибден, ниобий и цирконий [6]. Важно, что модуль Юнга β -Ti-сплавов ($E \sim 80$ ГПа) ближе к модулю Юнга кости ($E \sim 30$ ГПа) по сравнению с чистым Ti и сплавом Ti—6Al—4V. Имплантаты из подобных материалов более точно имитируют механическое поведение костной ткани под нагрузкой, что повышает приживляемость имплантата. Ниобий способствует улучшению коррозионной стойкости и повышению механических свойств, цирконий увеличивает прочность сплава [6].

В работе [9] было исследовано влияние разных количеств Nb и Zr на сплав системы Ti—Mo—Nb—Zr. В результате оказалось, что изменение содержания ниобия и циркония существенно влияет на модуль Юнга [9]. Сплавы Ti—13Nb—13Zr и Ti—12Mo—6Zr—2Fe впервые были применены в биомедицинской промышленности в 1990-х годах, и их микроструктура, фазовые превращения и свойства хорошо изучены [10]. Так, модуль Юнга Ti—12Mo—6Zr—2Fe составляет $E = 74 \div 85$ ГПа, условный предел текучести — $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа.

Материалом β -типа для медицинского применения, имеющим низкий модуль упругости, являются также сплавы Ti—15Mo, которые обладают хорошим сочетанием механических свойств, таких как твердость и износостойкость [10, 11]. По прочностным характеристикам они уступают сплавам ($\alpha + \beta$)-типа, однако их прочность можно повысить за счет механической обработки. Особый интерес вызывают сплавы состава, ат.-%: Ti—18Zr—14Nb, Ti—18Zr—15Nb [13—15], состоящие из нетоксичных компонентов. Они демонстрируют сочетание

превосходной коррозионной стойкости с высокой биомеханической совместимостью с костной тканью благодаря низкому модулю упругости и эффекту сверхупругости [13—15].

Сплавы β -Ti должны применяться в медицинских изделиях в однофазном β -состоянии. Однако при температурах 300—500 °C в сплавах Ti—Zr—Nb, Ti—Mo β -фаза может быть нестабильной и распадаться с выделением α -фазы, которая является вредной для медицинского применения, так как повышает модуль упругости данных материалов и устраняет способность к сверхупругому поведению (в сплавах Ti—18Zr—15Nb (ат.-%)).

В связи с вышесказанным для медицинского применения представляет интерес новый β -Ti-сплав состава Ti—10Mo—8Nb—6Zr, разработанный в Университете Сан-Паулу (Бразилия). Он имеет модуль Юнга около 80 ГПа, что заметно ниже, чем у сплава α -Ti ($E \sim 105$ ГПа), и β -фаза в нем может быть более стабильной при различных обработках, что облегчает изготовление из него изделий для медицины различными методами с сохранением повышенной биосовместимости.

Увеличение прочности материала имплантатов является важной задачей, поскольку это позволит повысить их надежность или уменьшить их размеры при той же нагрузке. Обработка металлических материалов путем интенсивной пластической деформации (ИПД) увеличивает прочность материалов за счет измельчения зерен до наноразмерного уровня [16, 17]. Равноканальное угловое прессование (РКУП) — это метод ИПД, который позволяет производить относительно большие образцы, которые можно использовать для различных целей, в том числе и медицинских имплантатов [18—20]. Обработка технически чистого титана методом РКУП (либо более производительной модификацией — РКУП-Конформ) позволяет повысить его временное сопротивление, условный предел текучести, усталостные свойства [18—20]. В результате использования РКУП возрастают также прочность и функциональные характеристики сплава Ti—6Al—4V и низкомодульных β -сплавов Ti—Mo и Ti—18Zr—15Nb (ат.-%) [21—23].

Целью настоящей работы являлось сравнительное исследование структурных и механических свойств нового β -титанового сплава Ti—10Mo—8Nb—6Zr, подвергнутого традиционной холодной ротационной ковке (холодной деформации) и РКУП при температуре 250 °C.

Материалы и методика исследования

Исследуемый сплав Ti–10Mo–8Nb–6Zr был получен литьем в виде прутков диаметром 15 мм, которые подвергали гомогенизации при $t = 1000^\circ\text{C}$ ($\tau = 24$ ч) и далее — холодной ротационной ковке с $\varnothing 15$ мм до $\varnothing 10$ мм. Таким образом, степень деформации составила около 55 % (истинная деформация $e_{\text{ист}} = 0,81$) (состояние F). После холодной ротационнойковки часть прутков отжигали при 950°C в течение 1 ч и закаливали в воде (состояние S). Прутки в состоянии S ($\varnothing 10$ мм) подвергали равноканальному угловому прессованию в оригинальной оснастке РКУП с диаметром каналов 10 мм и углом их пересечения 120° . Было выполнено четыре прохода РКУП (накопленная истинная деформация $e_{\text{ист}} = 2,4$) при температуре 250°C .

Рентгенографический анализ осуществляли на дифрактометре Advance D8 («Bruker», Германия) с использованием CuK_α -излучения. Для выявления микроструктуры при металлографических исследованиях применяли травитель состава $60\%\text{H}_2\text{O} + 35\%\text{HNO}_3 + 5\%\text{HF}$. Изучение микроструктуры проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX51 (Япония). Для рентгеноструктурного анализа (PCA) и металлографических исследований поверхности образцов подвергали шлифовке и полировке на суспензии SiO_2 с дисперсностью абразива 50 нм.

Микроструктуру материала также оценивали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в поперечном сечении стержней на микроскопе JEM 2100 («Jeol», Япония) (ускоряющее напряжение до 200 кВ). Образцы для фольг вырезали с помощью электроэрозионной резки, затем механически утоняли до толщины ~ 100 мкм и подвергали электрополировке на установке TenuPol-5 («Struers», Дания) в растворе 5 % хлорной кислоты + 35 % бутанола + 60 % метанола при температуре в диапазоне от -30°C до -20°C .

Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре со скоростью растяжения $0,24$ мм/мин ($3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) на плоских образцах с рабочей базой $1,00 \times 4,00 \times 0,25$ мм. На одну экспериментальную точку испытывали не менее 3 образцов.

Результаты и их обсуждение

Результаты рентгенографического анализа представлены на рис. 1. Рентгеновские данные показывают, что ОЦК- β -фаза является основной

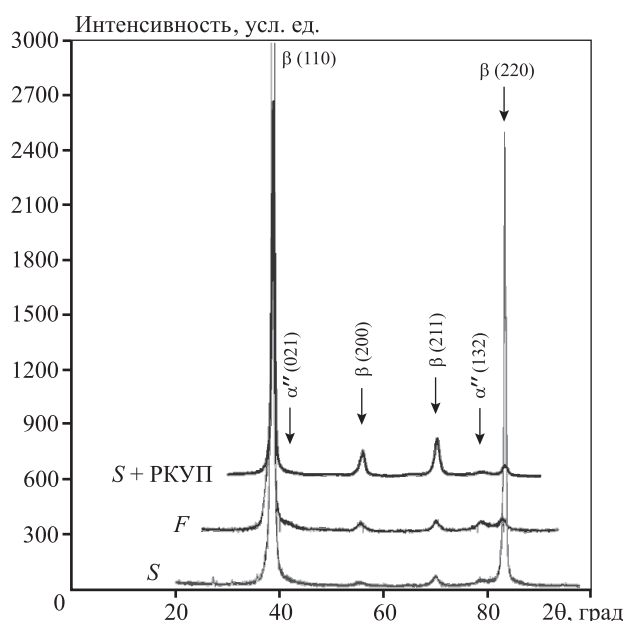


Рис. 1. Рентгенограммы сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr в исходном структурном состоянии (S), после холодной деформации (F -состояние) и после РКУП ($S + \text{РКУП}$)

Fig. 1. X-ray patterns of Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy in its initial structural state (S), after cold deformation (F state) and after ECAP ($S + \text{ECAP}$)

в исходном структурном состоянии (S) сплава, после холодной деформации (F) и после обработки РКУП. Кроме линий основной фазы на всех рентгенограммах хорошо видны отдельные характерные линии α'' -мартенсита, особенно в F -состоянии: линии $\{021\}$ при $\theta \sim 41^\circ$ и $\{041\}$ при $\theta \sim 79^\circ$. Изменение интенсивности α'' -фазы свидетельствует об увеличении ее содержания при холодной деформации. Однако содержание α'' -мартенсита составляет менее 10 % во всех трех исследованных состояниях структуры сплава. Ширина рентгеновской линии $\{110\}$ β -фазы увеличивается после холодной деформации и деформации методом РКУП, что свидетельствует о повышении плотности дислокаций и/или измельчении зерна.

На рис. 2 приведены полученные методом световой электронной микроскопии снимки микроструктур образцов сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr в различных состояниях. В исходном состоянии после закалки размер зерна составляет около 500 мкм (рис. 2, a). В состоянии F после холодной деформации на 55 % в исходных зернах наблюдаются пакеты многочисленных параллельных тонких микрополос, пересекающих зерна, расстоя-

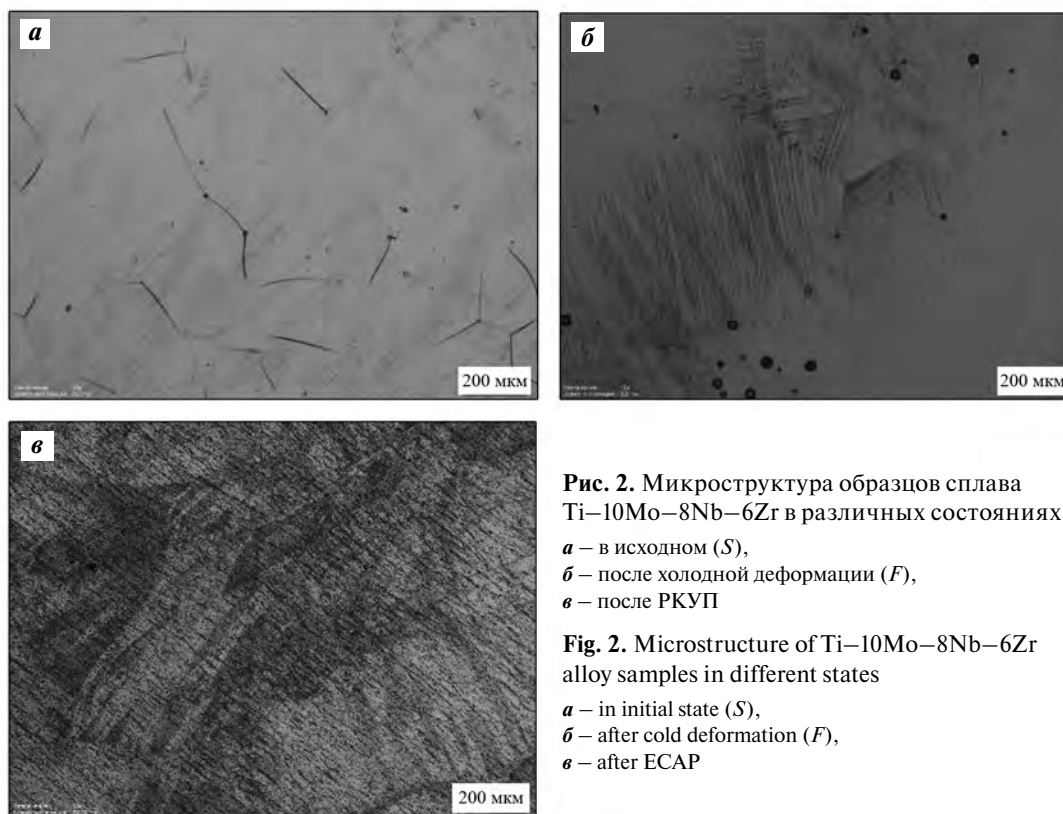


Рис. 2. Микроструктура образцов сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr в различных состояниях

a – в исходном (*S*),
б – после холодной деформации (*F*),
в – после РКУП

Fig. 2. Microstructure of Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy samples in different states

a – in initial state (*S*),
б – after cold deformation (*F*),
в – after ECAP

ние между которыми в пакетах составляет около 20 мкм (рис 2, *б*).

Формирование пакетов примерно параллельных микрополос, пересекающих зерна, обусловлено локализацией в них деформации по плоскостям наиболее легкого скольжения исходных зерен и образованием дополнительного количества α'' -мартенсита деформации.

После РКУП ($n = 4$) при $t = 250$ °C границы исходных зерен не вытравливаются, структура измельчается и усложняется, наблюдаются полосы и пакеты полос деформации разной интенсивности и ширины (рис. 2, *в*). Направление деформационных полос, по-видимому, обусловлено ориентацией плоскостей легкого скольжения в пределах каждого отдельного зерна.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что в закаленном состоянии сплав имеет частично пластинчатую структуру, образовавшуюся, скорее всего, при закалке за счет мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения (рис. 3, *а*). Пластины имеют длину в несколько микрометров (за пределами поля наблюдения) и образуют пакеты из чередующихся более широких пластин (около 400 нм) β -фазы и более тонких пластин α'' -фазы, сформировавшихся в результате частичного мартенсит-

ного превращения. Но количество α'' -фазы относительно малое, и ее рефлексы на дифракционной картине слабые. Вид картины микродифракции соответствует крупнозернистому состоянию ОЦК-фазы.

Структура сплава после холодной деформации сохраняет пластинчатый характер, но пластины сложным образом пересекаются деформационными микрополосами или двойниками шириной 50–100 нм (рис. 3, *б*). В структуре увеличивается плотность дислокаций. Рефлексы на картине микродифракции размыты в радиальном и азимутальном направлениях, что свидетельствует об увеличении плотности дислокаций, измельчении структуры и усилении несовершенства ориентировки кристаллов.

Структура сплава после обработки РКУП достаточно неоднородна и сложна для анализа. В сплаве, подвергнутом РКУП, во многих областях сформировалась фрагментированная структура с высокой плотностью дислокаций (рис. 3, *в*). На некоторых участках сохраняется пластинчатая структура, но пластины изогнуты, измельчены. По-видимому, эти участки также имеют повышенную плотность дислокаций. Необходимо отметить, что наблюдаемая нано- и субмикронная

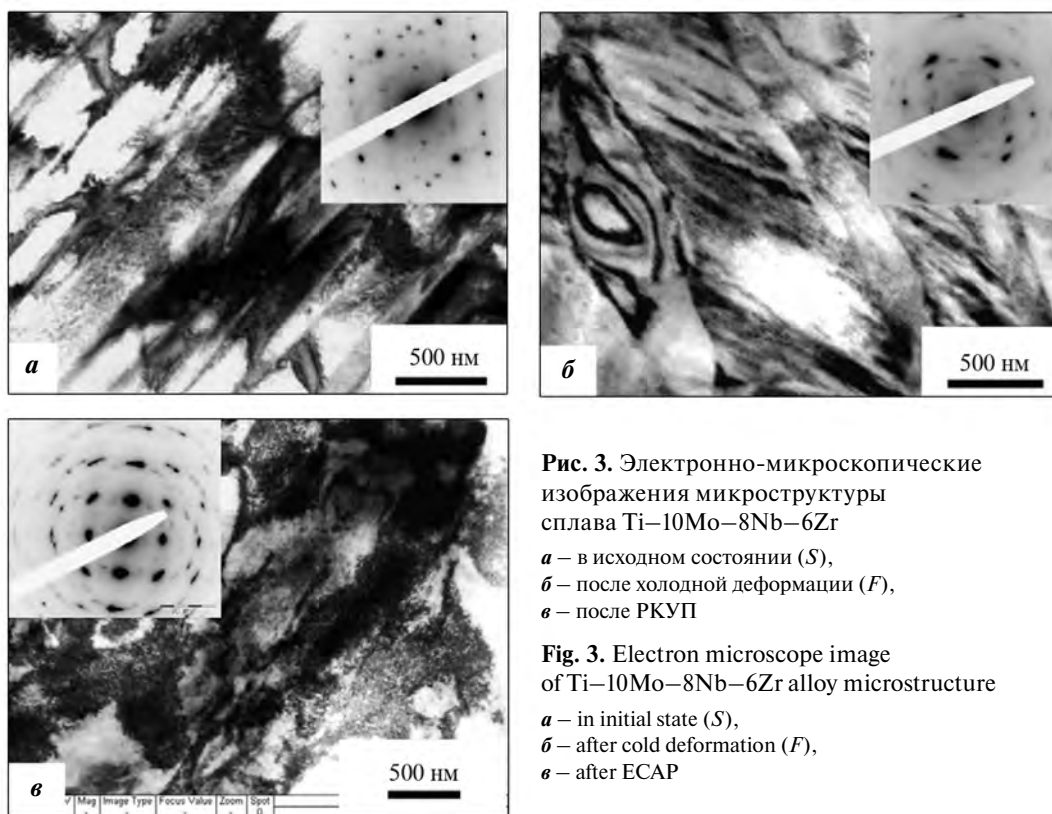


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr

a – в исходном состоянии (*S*),
б – после холодной деформации (*F*),
в – после РКУП

Fig. 3. Electron microscope image of Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy microstructure

a – in initial state (*S*),
б – after cold deformation (*F*),
в – after ECAP

структура находится внутри исходных зерен, границы которых видны в световом микроскопе. Рефлексы на микродифракции также радиально и азимутально размыты, а их количество увеличилось, что говорит об измельчении структуры.

Результаты механических испытаний сплава в различных состояниях представлены на рис. 4 и в таблице. Из этих данных видно, что в результате холодной деформации временное сопротивление сплава (σ_B) значительно увеличилось — до 1230 МПа по сравнению с 700 МПа в исходном со-

стоянии. Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) также заметно вырос с исходных 400 до 900 МПа. Очевидно, это связано с повышением плотности дислокаций в сплаве. Пластичность (относительное удлинение δ) при этом заметно снизилась — с 30 до 11 %, но осталась вполне удовлетворительной.

В результате обработки РКУП значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr повышаются еще более значительно и достигают 1280 и 1270 МПа соответственно. Можно видеть, что условный предел текучести после РКУП приближается к величине временного сопротивления. Относительное удлинение до разрушения снизилось до 6 %. Увеличение σ_B и $\sigma_{0,2}$ сплава после РКУП является результатом измельчения структуры. Однако пластичность при этом мала, а прочность лишь немного выше, чем у образца в *F*-состоянии. Необходима дополнительная оптимизация режимов РКУП для достижения повышенных прочностных свойств с сохранением пластичности.

Можно отметить, что равномерная деформация на кривых *F*- и РКУП-состояний невелика (1–2 %), что обусловлено малым ресурсом упрочнения данных состояний, тогда как их деформация до разрушения после локализации деформации относительно большая (см. рис 4). Ранее способ-

Результаты механических испытаний сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr и полуширина *FWHM* рентгеновской линии (110) β -фазы в разных состояниях

Results of mechanical tests of Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy and *FWHM* half-width of β X-ray line (110) in different states

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	<i>FWHM</i> , град
<i>S</i>	700	450	30	0,29
<i>F</i>	1230	950	11	0,6
<i>S</i> + РКУП	1280	1270	6	0,57

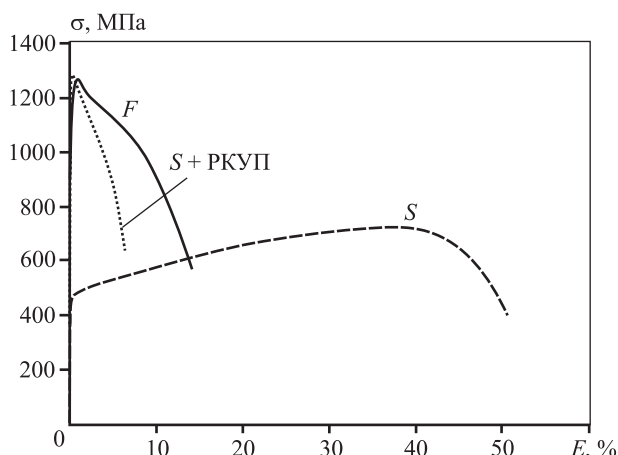


Рис. 4. Результаты механических испытаний (условные напряжения – деформация) сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr в исходном состоянии (*S*), после холодной деформации (*F*) и РКУП (*S + РКУП*)

Fig. 4. Results of mechanical tests (conventional stresses – deformation) of Ti–10Mo–8Nb–6Zr alloy in its initial structural state (*S*), after cold deformation (*F*) and after ECAP (*S + ECAP*)

ность ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, в частности титана, показывать относительно высокую деформацию до разрушения после локализации деформации и, соответственно, большую истинную деформацию до разрушения ($\epsilon_{ист}$), аналогичную таковой крупнозернистых аналогов, была описана, в частности, в работе [20].

Можно отметить, что в β -сплаве Ti–18Zr–15Nb в результате РКУП ($n = 4$) при $t = 200$ °C временное сопротивление и условный предел текучести составляют соответственно 880 и 850 МПа (при пластичности 7,5 %) [23], т.е. достигается прочность несколько меньшая, чем в сплаве Ti–10Mo–8Nb–6Zr после РКУП. Однако сплав Ti–18Zr–15Nb обладает таким интересным свойством, как эффект памяти формы. Таким образом, эффективность применения имплантатов из тех или иных УМЗ-сплавов определяется конкретными медицинскими задачами.

Как следует из данных РСА, в образце Ti–10Mo–8Nb–6Zr при холодной деформации и РКУП дополнительно образуется α'' -фаза, включения которой, как известно, могут повысить прочность и текучесть β -Ti-сплавов [2–4]. Однако ее содержание невелико — не более 10 %, и ее роль в увеличении прочности требует дополнительного анализа.

Прирост временного сопротивления и условного предела текучести сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr,

подверженного РКУП, и сохранение преимущественно β -состояния с низким модулем упругости позволяют предположить, что после данной обработки он перспективен для применений в качестве высокопрочного материала медицинских имплантатов. Однако, как уже говорилось, требуются дополнительное совершенствование режимов РКУП и, возможно, включение последующей термообработки.

Закключение

В ходе исследований установлено, что в исходном сплаве Ti–10Mo–8Nb–6Zr после закалки с 950 °C ОЦК- β -фаза является основной и остается таковой после холодной деформации и РКУП при $t = 250$ °C. Дополнительная фаза α'' -мартенсита также присутствует в структуре, но ее содержание при всех режимах обработки не превышает 10 %.

В исходном состоянии после закалки размер зерна составляет около 500 мкм. Согласно результатам ПЭМ исходные зерна имеют внутреннюю пластинчатую структуру, образовавшуюся, по-видимому, при закалке за счет мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения. Структура сплава после холодной деформации сохраняет пластинчатый характер, но пластины сложным образом пересекаются деформационными микрополосами или двойниками.

В сплаве, подвергнутом РКУП, сформировалась фрагментированная нано- и субмикронная структура с высокой плотностью дислокаций. Временное сопротивление и условный предел текучести исследуемого сплава в результате холодной деформации и РКУП значительно возрастают. Однако его пластичность после РКУП мала, а прирост прочности незначительно больше, чем после холодной деформации.

Таким образом, необходимо развивать режимы РКУП для достижения повышенных свойств Ti-сплава с сохранением пластичности. Прирост прочностных характеристик сплава Ti–10Mo–8Nb–6Zr после деформационных обработок в совокупности с сохранением преимущественно β -состояния с низким модулем упругости позволяет говорить о его перспективности для использования в медицинских имплантатах.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ БРИКС_Т 19-58-80018 (ПЭМ-исследования) и РФФИ № РФФИ 20-69-47029 (РКУП, РСА-исследования).

Авторы выражают благодарность Центру коллективного пользования «Нанотех» УГАТУ (<http://nanotech.ugatu.ac.ru>).

Acknowledgments. The research was funded by RFBR BRICS_7 Project No. 19-58-80018 (TEM studies) and Russian Science Foundation Project No. RSF 20-69-47029 (ECAP, XRS studies).

The authors thank the Nanotech Common Use Center of the Ufa State Aviation Technical University (<http://nanotech.ugatu.ac.ru>).

Литература/References

1. Brunette D.M., Tengvall P., Textor M., Thomsen P. Titanium in medicine, Berlin: Springer, 2001.
2. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран: Справочник. М.: ВИЛС, 2000.
Kolachev B.A., Polkin I.S., Talalaev V.D. Titanium alloys of different countries: Reference book. Moscow: VILS, 2000 (In Russ.).
3. Хлусов И.А., Пичугин В.Ф., Рябцева М.А. Основы биомеханики биосовместимых материалов и биологических тканей: Учеб. пос. Томск: Изд-во ТПУ, 2007. С. 95—96.
Khlusov I.A., Pichugin V.F., Ryabtseva M.A. Fundamentals of biomechanics of biocompatible materials and biological tissues: textbook. Tomsk: Izdatelstvo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta, 2007. P. 95—96 (In Russ.).
4. Rho J.Y., Tsui T.Y., Pharr G.M. Elastic properties of human cortical and trabecular lamellar bone measured by nanoindentation. *Biomater.* 1997. Vol. 18 (20). P. 1325—1330.
5. Semlitsch M., Staub F., Webber H. Titanium-aluminum-niobium alloy, development for biocompatible, high strength surgical implants. *Biomed. Technol.* 1985. Vol. 30 (12). P. 334—339.
6. Rack H.J., Qazi J.I. Titanium alloys for biomedical applications. *Mater. Sci. Eng. C.* 2006. Vol. 26. P. 1269—1277.
7. Van der Voet G.B., Marani E., Tio S., De Wolff F.A. Aluminum neurotoxicity. *Progress in Histochemistry and Cytochemistry.* 1991. Vol. 23 (1-4). P. 235—242.
8. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов. Под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова. М.: Металлургия, 1992.
Kolachev B.A., Glazunov S.G. (eds.). Titanium alloys. Metallurgy of titanium and its alloys. Moscow: Metallurgiya, 1992 (In Russ.).
9. Nnamchi P.S. First principles studies on structural, elastic and electronic properties of new Ti—Mo—Nb—Zr alloys for biomedical applications. *Mater. Design.* 2016. Vol. 108. P. 60—67.
10. Bottino M.C., Coelho P.G., Yoshimoto M., König B., Henriques V.A.R., Bressiani A.H.A., Bressiani J.C. Histomorphologic evaluation of Ti—13Nb—13Zr alloys processed via powder metallurgy: A study in rabbits. *Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. 28. P. 223—227.
11. Chen Y., Xu L., Liu Z., Kong F., Chen Z. Microstructures and properties of titanium alloys Ti—Mo for dental use. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2006. Vol. 16. P. 824—828.
12. Martins J.R.S., Nogueira R.A., Oliveira R., Donato T.A., Elias V., Claro A., Moraes J., Buzalaf M., Grandini C. Preparation and characterization of Ti—15Mo alloy used as biomaterial. *Mater. Res.* 2011. Vol. 14 (1). P. 107—112.
13. Konopatsky A.S., Dubinskiy S.M., Zhukova Y.S., Sheremetyev V., Brailovski V., Prokoshkin S.D., Filonov M.R. Ternary Ti—Zr—Nb and quaternary Ti—Zr—Nb—Ta shape memory alloys for biomedical applications: Structural features and cyclic mechanical properties. *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. Vol. 702. P. 301—311. DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.046.
14. Kudryashova A., Sheremetyev V., Lukashevich K., Cheverikin V., Inaekyan K., Galkin S., Prokoshkin S., Brailovski V. Effect of a combined thermomechanical treatment on the microstructure, texture and superelastic properties of Ti—18Zr—14Nb alloy for orthopedic implants. *J. Alloys Compd.* 2020. Vol. 843. 156066. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.156066.
15. Sheremetyev V., Kudryashova A., Cheverikin V., Korotitskiy A., Galkin S., Prokoshkin S., Brailovski V. Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti—18Zr—14Nb (at.%) alloy for bone implants: Microstructure, texture and functional properties. *J. Alloys Compd.* 2019. Vol. 800. P. 320—326.
16. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: Получение, структура, свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.
Valiev R.Z., Alexandrov I.V. Volumetric nanostructured metallic materials: Preparation, structure, properties. Moscow: Akademkniga, 2007 (In Russ.).
17. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications: Hoboken. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2014.
18. Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения. *Российские нанотехнологии.* 2014. Т. 9. No. 5-6. С. 84—95.

- Semenova I.P., Raab G.I., Valiev R.Z.* Nanostructural titanium alloys: new developments and application prospects. *Rossiiskie nanotekhnologii*. 2014. Vol. 9. No. 5-6. P. 84—95 (In Russ.).
19. *Valiev R.Z., Semenova I.P., Latysh V.V., Rack H., Lowe T.C., Petruzalka J., Dluhos L., Hrusak D., Sochova J.* Nanostructured titanium for biomedical applications. *Adv. Eng. Mater.* 2008. Vol. 10. P. B15—B17.
20. *Gunderov D.V., Polyakov A.V., Semenova I.P., Raab G.I., Churakova A.A., Gimaltdinova E.I., Sabirov I., Segurado J., Sitdikov V.D., Alexandrov I.V., Enikeev N.A., Valiev R.Z.* Evolution of microstructure, macrotexture and mechanical properties of commercially pure Ti during ECAP-conform processing and drawing. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 562. P. 128—136.
21. *Saitova L.R., Höppel H.W., Göken M., Semenova I.P., Raab G.I., Valiev R.Z.* Fatigue behavior of ultrafine-grained Ti—6Al—4V ‘ELI’ alloy for medical applications. *Mater. Sci. Eng. A*. 2009. Vol. 503. P. 145—147.
22. *Гатина С.А., Сулейманов Ф.Г., Семенова И.П.* Особенности усталостного разрушения ультрамелкозернистого сплава Ti—15Mo, полученного интенсивной пластической деформацией. *Деформация и разрушение материалов*. 2015. No. 5. С. 28—34.
- Gatina S.A., Suleimanov F.G., Semenova I.P.* Fatigue fracture features of ultrafine-grained Ti—15Mo alloy produced by severe plastic deformation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2015. No. 5. P. 28—34 (In Russ.).
23. *Sheremetev V., Derkach M., Prokoshkin S., Churakova A., Gunderov D., Raab G.* Effect of ECAP and annealing on structure and mechanical properties of metastable beta Ti—18Zr—15Nb (at.%) alloy. *Mater. Lett.* 2021. Vol. 305. P. 130760.