

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ,
УПРУГИЕ И МИКРОДЮРОМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БИОСОВМЕСТИМЫХ БЕТА-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Zr

© 2023 г. А. А. Корнев^а, А. Г. Илларионов^{а, б, *}

^аУральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^бИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Поступила в редакцию 21.11.2022 г.

После доработки 02.05.2023 г.

Принята к публикации 10.05.2023 г.

С использованием расчетных и экспериментальных методик изучено влияние холодной прокатки со степенями 85, 90% на структурно-текстурное состояние, микродюрометрические и упругие свойства закаленных биосовместимых β-сплавов титана (ат. %) Ti–26% Nb–3% Zr, Ti–26% Nb–5% Zr, Ti–26% Nb–6% Zr, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn–0.7% Ta. Показано, что повышение степени деформации при холодной прокатке способствует формированию более ярко выраженной двухкомпонентной текстуры $\{001\}_\beta(110)_\beta$, $\{112\}_\beta(110)_\beta$, росту микротвердости и снижению значений модуля упругости в плоскости прокатки. Установлено хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений модуля упругости сплавов в закаленном и холоднокатаном состоянии. Рассмотрено влияние легирования и анизотропного состояния сплавов (через молибденовый эквивалент и фактор анизотропии Зенера соответственно) на уровень их микротвердости, контактного модуля упругости E , включая различие E в разных сечениях холоднокатаного листа. Определены составы сплавов и режимы деформации, позволяющие получить наиболее низкие значения модуля упругости.

Ключевые слова: биосовместимые сплавы титана, закалка, холодная прокатка, контактный модуль упругости, расчет из первых принципов, структура, текстура, микротвердость

DOI: 10.31857/S0015323022601763, EDN: WRFMFJ

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы находят применение для изготовления биоимплантатов, благодаря более высокой удельной прочности, лучшей коррозионной стойкости, биомеханической совместимости, по сравнению с другими используемыми в медицине сплавами на металлической основе – нержавеющей стали и кобальтовыми сплавами [1]. В медицинской практике наиболее распространены изделия из α-титановых (технически чистый титан и др.) и (α + β)-титановых сплавов (Ti–6Al–4V ELI, Ti–6Al–7Nb и др.). Но эти сплавы имеют модуль упругости (~100–110 ГПа) более высокий по сравнению с характеристиками костных тканей (~1–30 ГПа), что приводит к негативному “эффекту экранирования напряжений”, который со временем может привести к резорбции кости [1]. Кроме того, легирующие элементы Al, V, Fe оказывают отрицательное влияние на живой организм [1–3]. Вследствие этого сейчас

особое внимание уделяют титановым сплавам на основе β-твердого раствора, имеющего по сравнению с другими стабильными и метастабильными фазами титана более низкий модуль упругости [4], что позволяет снизить “эффект экранирования напряжений”. Для стабилизации в сплавах титана однофазного β-состояния в качестве основных легирующих элементов используют биосовместимые β-изоморфные стабилизаторы – Nb, Ta, Mo [2], которые замедляют процессы распада β-твердого раствора и снижают температуру начала мартенситного превращения (M_n) [5] при термообработке. Эти сплавы легируют и биосовместимыми с живыми тканями нейтральными упрочнителями титана Zr, Sn [3], которые в сочетании с β-стабилизаторами способствуют стабилизации β-фазы [5, 6].

Дополнительное влияние на величину модуля упругости этих сплавов оказывает формируемая в них текстура [7, 8]. Известно [7–9], что модуль

Таблица 1. Характеристика исследуемых сплавов

Сплав (обозначение в статье)	Состав, мас. %/ ат. %	[Mo] _{экв}
TN3Z	Ti39Nb5Zr/Ti26Nb3Zr	15.08
TNZS	Ti39Nb5Zr2Sn/Ti26Nb3Zr1Sn	15.68
TN5Z	Ti39Nb7Zr/Ti26Nb5Zr	15.7
TNZST	Ti39Nb5Zr2Sn2Ta/ Ti26Nb3Zr1Sn0.7Ta	16.18
TN6Z	Ti39Nb9Zr/Ti26Nb6Zr	16.32

упругости зависит от кристаллографической ориентации зерен в сплаве. Низкомодульным направлением в метастабильных β -титановых сплавах является $\langle 100 \rangle_{\beta}$, а более высокомульными — $\langle 110 \rangle_{\beta}$, $\langle 111 \rangle_{\beta}$. Поэтому для получения низких значений модуля упругости рекомендуется подвергать сплавы холодной деформации для формирования текстуры с преобладанием ориентировки $\langle 100 \rangle_{\beta}$ вдоль направления нагружения имплантата с последующим формированием окончательного структурно-фазового состояния старением [10] для достижения требуемых прочностных и эксплуатационных характеристик [11]. Известно, что при старении модуль упругости возрастает вследствие выделения высокомульных фаз. Поэтому на этапе холодной прокатки важно получить в сплаве минимально возможный модуль упругости.

В работе [12] отмечено, что холодная прокатка сплава системы Ti–Nb–Al приводит к образованию двух хорошо развитых текстур $\{100\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$ и $\{112\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$ (здесь и далее по тексту в обозначении текстуры плоскости семейства $\{hkl\}$ лежат в плоскости прокатки, а направление семейства $\langle uvw \rangle$ совпадает с направлением прокатки). В [12] также показано, что до степени холодной деформации 97% в структуре метастабильного β -сплава титана преимущественно формируется текстура прокатки $\{001\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$, а при дальнейшем увеличении степени деформации эта текстура начинает ослабевать и усиливается текстура $\{112\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$. Образование выраженной текстуры $\{001\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$ в холоднокатаном состоянии способствует снижению модуля упругости в плоскости прокатки [13, 14].

В работе [15] был предложен подход по определению модуля упругости на основе расчетов из первых принципов и метода CalPhad [16] для биосовместимых титановых сплавов с механически стабильным β -твердым раствором на базе системы Ti–Nb–Zr–(Sn, Ta), составы которых обоснованы в работах [7, 17–19]. Было показано [15], что при использовании рассчитанного таким способом коэффициента Пуассона в качестве входного параметра при измерении методом микроинден-

тирования по Оливеру и Фарра модуля упругости закаленных сплавов полученные экспериментальные значения модуля упругости имеют хорошее соответствие с рассчитанными значениями. Однако данный подход справедлив, когда материал квазиизотропный. При проведении холодной прокатки в биосовместимых β -сплавах титана формируется ярко выраженная текстура прокатки [12], и в этом случае при расчете модуля упругости необходимо учитывать анизотропию упругих свойств. Однако, такого рода работ для сплавов на базе системы Ti–Nb–Zr–(Sn, Ta) не проводилось.

Исходя из вышесказанного, целью данной работы является изучение влияния холодной прокатки на формирование структуры и текстуры, микротвердость, модуль упругости и его анизотропию в биосовместимых β -титановых сплавах системы Ti–Nb–Zr–(Sn, Ta).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования служили горячедеформированные прутки диаметром 20 мм из опытных сплавов титана на основе β -твердого раствора системы Ti–Nb–Zr с добавками Sn и Ta, полученные на ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”. В табл. 1 дан состав сплавов и их молибденовый эквивалент ($[Mo]_{\text{экв}}$), характеризующий стабильность β -твердого раствора в сплаве к фазовым превращениям и рассчитанный по формуле из [20] — $[Mo]_{\text{экв}} = 1.0 Mo + 0.30Sn + 0.33 Nb + 0.25 Ta + 0.31Zr$ (в мас. %).

Прутки исследуемых сплавов нагревали в β -область до 700°C, выдерживали 2ч и закаливали в воду. Из закаленных прутков круглого сечения вырезали электроэрозионным способом плоские параллельные образцы, которые на двухвалковом прокатном стане ДУО подвергали многопроходной прокатке при комнатной температуре с суммарными степенями обжатия (ϵ) 85 и 90%.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) образцов осуществляли на дифрактометре Bruker D8 Advance в $Cu K\alpha$ -излучении. Съемку производили с плоскости прокатки (сокращение в тексте

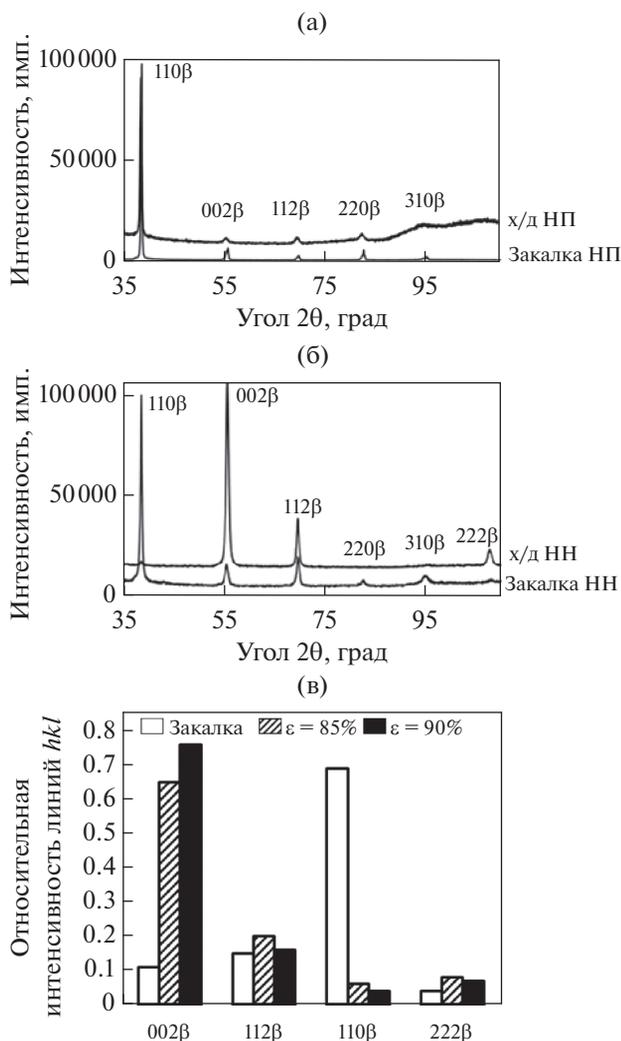


Рис. 1. Дифрактограммы сплава TNZST после закалки и холодной прокатки с $\varepsilon = 90\%$, снятые с НП (а) и НН (б), и относительная интенсивность линий 100 β ; 112 β ; 110 β на дифрактограммах, снятых с НН (в).

как НН – направление нормали к плоскости прокатки) и плоскости, перпендикулярной направлению прокатки (сокращенно в тексте – НП).

Инструментальный контактный модуль упругости, микротвердость по Виккерсу сплавов определяли методом микроиндентирования на приборе CSM Instruments при максимальной нагрузке 9 Н по методике Оливера и Фарра [21]:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_{\text{инд}}^2}{E_{\text{инд}}}, \quad (1)$$

где E_r – приведенный модуль упругости, ГПа; E , $E_{\text{инд}}$, ν , $\nu_{\text{инд}}$ – модуль упругости и коэффициент Пуассона материала и индентора соответственно.

Проведено по 20 измерений в НН и НП для каждого сплава.

Структуру сплавов исследовали методом ориентационной микроскопии на растровом электронном микроскопе Zeiss CrossBeam Auriga с использованием приставки EBSD (Electron Back Scatter Diffraction – дифракции обратно рассеянных электронов) Nordlys HKL Channel 5.

Используя полученные в [15] для исследуемых сплавов значения упругих констант c_{ij} ОЦК-решетки β -фазы, в работе рассчитаны модули упругости (E) и коэффициенты Пуассона (ν) сплавов в определенных направлениях. Для оценки анизотропии сплавов использован фактор Зенера для кубических решеток (A) [22]:

$$A = \frac{2c_{44}}{c_{11} - c_{12}}. \quad (2)$$

При $A > 1$ ОЦК-решетка анизотропна. Чем выше A , тем анизотропия свойств проявляется сильнее.

Расчет модуля упругости по главным осевым направлениям ОЦК-решетки ($\langle 001 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) производился по формулам [23]:

$$\begin{aligned} E_{001} &= 1/s_{11}; & E_{110} &= 1/(s_{11} - 0.5\Delta); \\ E_{111} &= 1/(s_{11} - 0.67\Delta), \end{aligned} \quad (3)$$

где s_{11} , s_{12} , s_{44} – коэффициенты соответствия ОЦК-решетки (определялись с помощью величин c_{ij} из [24]); $\Delta = s_{11} - s_{12} - 0.5s_{44}$ – фактор анизотропии.

Для других направлений $\langle uvw \rangle$ ОЦК-решетки β -титана модуль упругости рассчитывали по формуле [25]:

$$\begin{aligned} 1/E_{\langle uvw \rangle} &= 1/E_{001} - \\ &- 3(1/E_{001} - 1/E_{111})(l^2 m^2 + m^2 n^2 + n^2 l^2), \end{aligned} \quad (4)$$

где l , m , n – направляющие косинусы между направлением $\langle uvw \rangle$ и $[100]$, $[010]$ и $[001]$ соответственно.

Для расчета коэффициента Пуассона анизотропного кубического кристалла использовались выражения [23, 26]:

$$\begin{aligned} \nu_{001} &= -\frac{s_{12}}{s_{11}}; & \nu_{110} &= -\frac{2s_{12} + 0.5\Delta}{2(s_{11} - 0.5\Delta)}; \\ \nu_{111} &= -\frac{3s_{12} + \Delta}{3s_{11} - 2\Delta}. \end{aligned} \quad (5)$$

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ структуры, данных РСФА, EBSD закаленных и холоднокатанных сплавов с $\varepsilon = 85$ и 90% показал, что они имеют сходную микроструктуру, вид дифрактограмм и текстуру. Для примера на рис. 1, 2 представлены дифрактограммы и данные ориентационной микроскопии для закаленного и холоднокатаного сплава TNZST (рис. 1, 2б) и

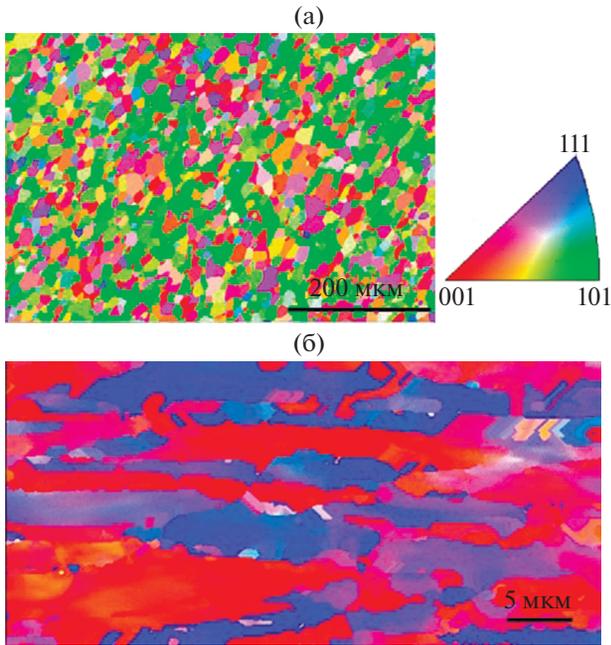


Рис. 2. Ориентационные карты в цветах ОПФ закаленного сплава TNZS (а) и холоднокатаного со степенью деформации 85% сплава TNZST (б) в НН.

структура закаленного сплава TNZS (рис. 2а). Как в закаленных, так и холоднокатаных сплавах фиксируется однофазное β -состояние (рис. 1, 2), но равноосное после закалки β -зерно (рис. 2а) в результате холодной деформации сильно вытягивается вдоль направления прокатки (рис. 2б). По данным РСФА и EBSD (рис. 1а) в НП деформированных сплавов фиксируется преимущественная ориентировка $\langle 110 \rangle$, как и в закаленном состоянии, а в плоскости прокатки главным образом располагаются плоскости $\{110\}$ для закаленного состояния и $\{001\}$ и $\{112\}$ после проведения прокатки (рис. 1б, 1в). Из этого следует, что проведение холодной прокатки сплавов способствует формированию двухкомпонентной текстуры прокатки с выраженной компонентой $\{001\}_\beta \langle 110 \rangle_\beta$, которая усиливается с увеличением степени деформации, и более слабой компонентой $\{112\}_\beta \langle 110 \rangle_\beta$ (рис. 1в). Такой тип текстуры в холоднокатаных биосовместимых сплавах на основе β -фазы фиксировали ранее в работах [12, 14].

Периоды решетки β -фазы (a_β) сплавов в закаленном и в холоднокатаном состоянии, полученные при анализе в НН и НП, представлены на рис. 3. Видно, что при проведении холодной прокатки происходит увеличение a_β , которое также фиксировалось в сплавах системы Ti–Nb–Zr–Sn(–Mo) [27]. Кроме того, сравнительный анализ значений a_β показал, что для сплавов системы Ti–Nb–Zr–TN3Z, TN5Z, TN6Z с увеличением со-

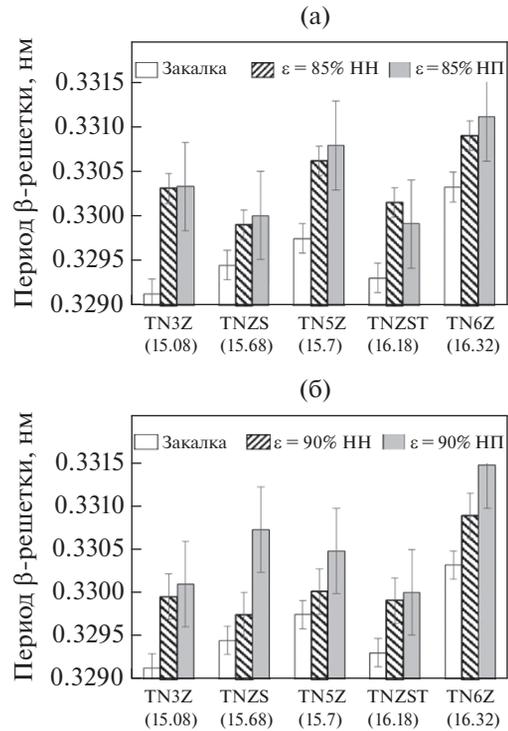


Рис. 3. Периоды решетки β -фазы сплавов после закалки и холодной прокатки с $\epsilon = 85$ (а) и 90% (б), полученные в НН и НП.

держания Zr в сплаве наблюдаются в аналогичном состоянии более высокие значения a_β , так как Zr имеет в ОЦК-решетке наибольший атомный радиус (155,36 пм) по сравнению с Ti (142,11 пм) и Nb (142,9 пм) [28]. Также следует отметить преимущественно более высокие значения a_β , полученные в НП, по сравнению с a_β в НН, очевидно, из-за формирования при прокатке характерного упруго-напряженного состояния, когда ОЦК-решетка β -матрицы испытывает сжимающие напряжения в НН и растягивающие в НП, приводя к упругим тетрагональным искажениям решетки. У всех сплавов период решетки a_β выше 0,3282 нм — экстраполированного на комнатную температуру значения a_β для чистого титана [29], вследствие большего атомного радиуса у легирующих элементов по сравнению с титаном [28].

Микротвердость HV после закалки во всех сплавах примерно одинакова, а после холодной прокатки происходит рост HV при увеличении степени деформации с 85 до 90% и по сравнению с HV в закаленном состоянии (рис. 4а).

Это связано с повышением в сплавах плотности дислокаций, которая растет с увеличением степени деформации, что подтверждает закономерное возрастание уширения линий на дифрактограммах (рис. 4б — для примера взята линия 110_β).

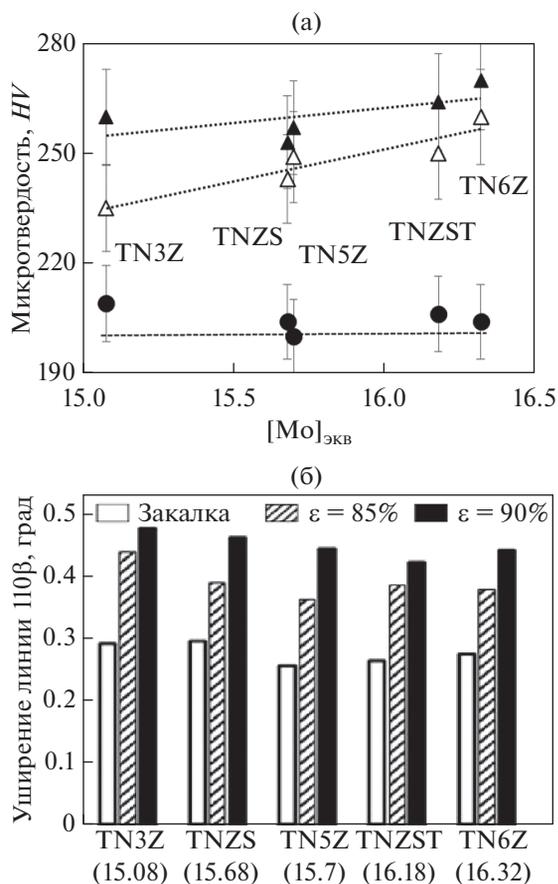


Рис. 4. Микротвердость в НН исследуемых сплавов после закалки (●) и последующей холодной прокатки со степенями деформации 85 (Δ) и 90% (▲) (а) и уширение линии 110β на дифрактограммах, снятых с НП (б). На рис. 4б в скобках указан $[Mo]_{экв}$ сплавов.

Из дифрактограмм, снятых с НН и НП сплавов в закаленном и холоднокатаном состоянии, определена относительная интенсивность линий $\{hkl\}$ β-матрицы (рис. 5). Используя полученные данные, по формулам (3)–(5) рассчитаны значения E и ν в различных направлениях. Так, коэффициент Пуассона холоднокатаных сплавов с $\epsilon = 85$ и 90% в НН составил 0.42–0.43, а в НП $\nu \approx 0.41$.

Расчетные и экспериментальные значения контактного модуля упругости, полученные в НН с использованием рассчитанных значений ν , представлены на рис. 6. Из рис. 6 прослеживается хорошая корреляция между рассчитанными и экспериментальными значениями E сплавов после закалки и последующей холодной прокатки. Несоответствие составило примерно $\pm 3\%$. Во всех состояниях наблюдается преимущественно линейный рост значений модуля упругости по мере увеличения $[Mo]_{экв}$ сплава (рис. 6). Для предложенной линейной зависимости E от $[Mo]_{экв}$ сплава наиболее высокий коэффициент детерминации $R^2 (>0.85)$ зафиксирован для закаленного состоя-

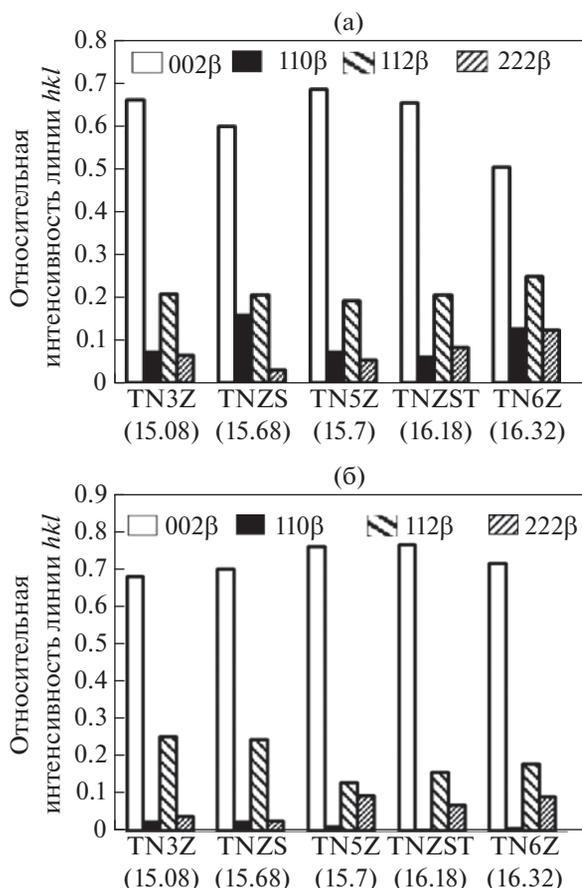


Рис. 5. Относительные интенсивности линий hkl на дифрактограммах сплавов, снятых с НН после холодной прокатки с $\epsilon = 85$ (а) и 90% (б). В скобках указан $[Mo]_{экв}$ сплавов.

ния (рис. 6а). (Коэффициент детерминации R^2 – известный статистический показатель, отражающий насколько хорошо регрессионная модель (в нашем случае – линейная) соответствует фактическим данным, рассчитывается по формуле: $R^2 = 1 - s^2/s_E^2$, где σ_E – дисперсия случайной величины (в нашем случае E), σ – дисперсия ошибки модели (в нашем случае – линейной зависимости E от $[Mo]_{экв}$ сплава)). После холодной прокатки (рис. 6б, 6в) происходит снижение расчетных и экспериментальных значений модуля упругости, очевидно, из-за роста интенсивности низкомолекулярной ориентировки $\langle 100 \rangle$ (рис. 1в, 5а, 5б) в НН.

При росте степени деформации при прокатке с 85 до 90% модуль упругости меняется незначительно, но прослеживается тенденция к снижению E с увеличением ϵ . При этом наблюдается понижение коэффициента детерминации с $R^2 \approx 0.75$ –0.95 при $\epsilon = 85\%$ до $R^2 < 0.7$ при $\epsilon = 90\%$ при использовании линейной зависимости модуля упругости от $[Mo]_{экв}$. Мы это связываем с фор-

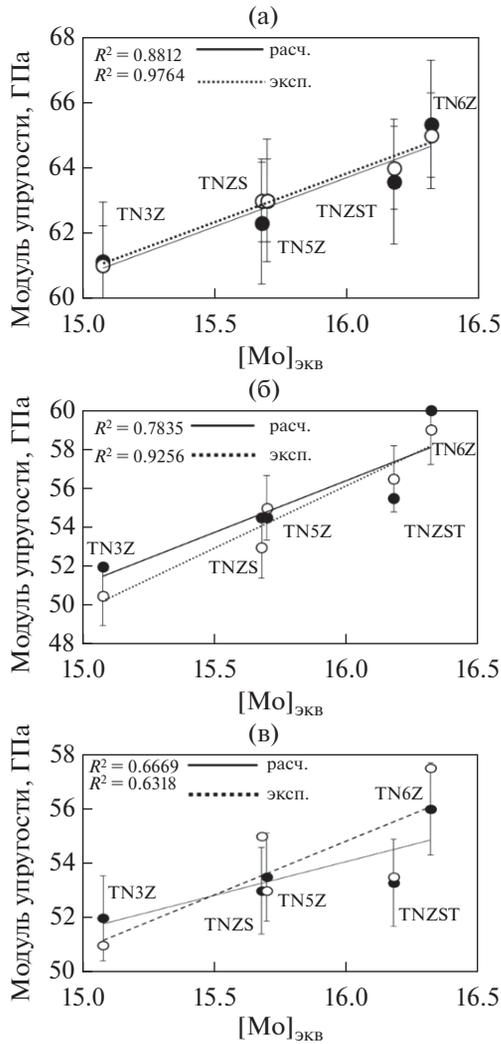


Рис. 6. Расчетные (●) и экспериментальные (○) значения модуля упругости сплавов после закалки (а); после холодной прокатки со степенью 85 (б) и 90% (в), измерение ϵ в плоскости прокатки.

мированием текстурного состояния с различным соотношением основных текстурных компонент $\{001\}_\beta\langle 110 \rangle_\beta$ и $\{112\}_\beta\langle 110 \rangle_\beta$ в разных сплавах в холоднокатаном состоянии (рис. 1, 5). Эти закономерности изменения модуля упругости от химического состава ($[Mo]_{\text{экв}}$) сплава справедливы как для расчётных, так и для экспериментальных значений E .

Расчитанные значения модуля упругости в НП, как и рассмотренные выше E в НН, имеют достаточно хорошее соответствие (в пределах ошибки измерения) с экспериментальными значениями (табл. 2), измеренными с использованием рассчитанных коэффициентов Пуассона в НН ($\nu_{\text{расч}} \approx 0.41$ для всех сплавов). В целом, это указывает на адекватность применяемого метода расче-

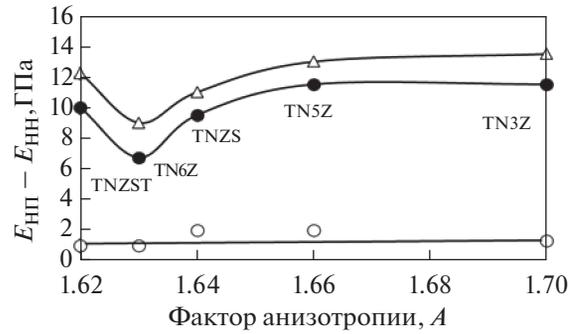


Рис. 7. Зависимость разницы между модулем упругости, измеренным в НП, и модулем упругости, измеренным в НН, от фактора анизотропии Зенера для закаленных (○) и холоднокатаных сплавов со степенью деформации 85 (●) и 90% (Δ).

та E для текстурированных сплавов с ОЦК-решеткой на основе β -твердого раствора титана.

Минимальное среднее значение $E = 51$ ГПа в НН после прокатки с $\epsilon = 90\%$ дал сплав Ti–26Nb–3Zr, но в НП он при этом имел среднее значение $E = 65$ ГПа. Минимальный уровень средних значений E (52 ГПа в НН, 62 ГПа в НП) показал сплав Ti–26Nb–3Zr–1Sn после прокатки с $\epsilon = 85\%$ (рис. 6, табл. 2).

Полученные по формуле (2) значения фактора анизотропии Зенера A для исследуемых сплавов лежат в пределах 1.6–1.7, что подтверждает данные эксперимента о наличии у них анизотропии упругих свойств ($A > 1$ [22]). В закаленном состоянии разница между E , измеренным в НП, и E в НН, находится в пределах погрешности (± 1.5 ГПа), что указывает на формирование после закалки в исследуемых сплавах квазиизотропного состояния по упругим свойствам. После проведения холодной прокатки разница между E , измеренным в НП, и E в НН растет с увеличением ϵ (рис. 7), что, очевидно, связано с усилением в сплавах низко-модульной ориентировки $\langle 001 \rangle_\beta$ в НН и более высоко-модульной ориентировки $\langle 110 \rangle_\beta$ в НП (рис. 1).

Таблица 2. Расчетные и экспериментальные значения модулей упругости холоднокатаных сплавов, измеренных в плоскости, перпендикулярной направлению прокатки (НП)

Сплав	Закалка	$\epsilon = 85\%$	$\epsilon = 90\%$
	$E_{\text{расч}}/E_{\text{эксп}}$, ГПа	$E_{\text{расч}}/E_{\text{эксп}}$, ГПа	$E_{\text{расч}}/E_{\text{эксп}}$, ГПа
TN3Z	62/61.0 ± 1.5	64/64.5 ± 1.0	64/65.0 ± 1.5
TNZS	64/62.0 ± 1.5	64/62.0 ± 1.5	64/62.0 ± 1.0
TN5Z	66/64.0 ± 1.5	66/66.0 ± 1.5	66/64.5 ± 1.5
TNZST	64/63.0 ± 1.5	65/65.0 ± 1.0	65/66.5 ± 2.5
TN6Z	66.5/65.0 ± 1.5	67.5/65.0 ± 2.0	67/66.0 ± 1.0

По мере увеличения фактора анизотропии A в сплавах преимущественно (за исключением сплава TNZST) растет и разница в значениях модуля упругости, измеренного в НП и НН образцов (рис. 7). Это показывает применимость параметра A для качественной оценки анизотропии упругих свойств в титановых сплавах на основе β -твердого раствора. Выпадение из общей зависимости $\Delta E = F(A)$ сплава TNZST (рис. 7) можно объяснить, исходя из анализа относительной интенсивности линий на дифрактограммах холоднокатаных сплавов (рис. 5), формированием при прокатке более ярко выраженной текстуры в этом сплаве по сравнению с ближайшим с ним по значению A сплавом TN6Z.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исходя из проведенных исследований биосовместимых β -сплавов титана на базе системы Ti–Nb–Zr по можно сделать ряд выводов:

1. Холодная прокатка закаленных сплавов приводит к формированию двухкомпонентной текстуры $\{001\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$, $\{112\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$.

2. Повышение степени холодной деформации при прокатке с 85 до 90% закаленных сплавов способствует фиксации более высокой микротвердости за счет деформационного наклепа, вызванного увеличением плотности дислокаций в структуре. Отмечена тенденция получения более высоких микродюрOMETРИЧЕСКИХ характеристик с ростом $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ в холоднокатаных сплавах.

3. Рассчитанные в работе значения E закаленных и холоднокатаных сплавов в НН и НП сопоставимы в пределах $\pm 3\%$ с полученными, с использованием расчетных значений ν , экспериментальными значениями контактного модуля упругости, для которых преимущественно характерен рост с повышением $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ с 15.08 до 16.32.

4. Холодная прокатка сплавов, как и повышение степени деформации с 85 до 90% сплавов способствует снижению E в НН по сравнению с закаленным состоянием за счет усиления текстурной компоненты $\{001\}_{\beta}\langle 110 \rangle_{\beta}$. Минимальное среднее значение $E = 51$ ГПа в НН после прокатки с $\varepsilon = 90\%$ дал сплав Ti–26Nb–3Zr. Минимальный уровень средних значений E (52 ГПа в НН, 62 ГПа в НП) в сплаве Ti–26Nb–3Zr–1Sn после прокатки с $\varepsilon = 85\%$.

5. Формирование более анизотропного состояния (повышение рассчитанного в работе значения фактора анизотропии A) при увеличении степени деформации с 85 до 90% при прокатке за счет усиления текстуры приводит к росту разницы модуля упругости $\Delta E = E_{\text{НН}} - E_{\text{НП}}$ в исследуемых сплавах.

Работа выполнена в рамках Госзадания Минобрнауки РФ УрФУ № 0836–2020–0020.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chen Q., Thouas G.A.* Metallic implant biomaterials // Mater. Sci. Eng. R. 2015. V. 87. P. 1–57.
2. *Weng W., Biesiekierski A., Li Y., Wen C.* Effects of selected metallic and interstitial elements on the microstructure and mechanical properties of beta titanium alloys for orthopedic applications // Materialia. 2019. V. 6. P. 100323.
3. *Biesiekierski A., Wang J., Abdel-Hady M., Wen C.* A new look at biomedical Ti-based shape memory alloys // Acta Biomater. 2012. V. 8. P. 1661–1669.
4. *Илларионов А.Г., Гриб С.В., Илларионова С.М., Попов А.А.* Связь структуры, фазового состава, физико-механических свойств в закаленных сплавах системы Ti–Nb // ФММ. 2019. Т. 120. № 2. С. 161–168.
5. *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. V. 441. P. 112–118.
6. *Abdel-Hady M., Fuwa H., Hinoshita K., Kimura H., Shinzato Y., Morinaga M.* Phase stability change with Zr content in β -type Ti–Nb alloys // Scripta Materialia. 2007. V. 57. P. 1000–1003.
7. *Илларионов А.Г., Гриб С.В., Юровских А.С.* Scientific approaches to the development of titanium-based alloys for medical implants // Solid State Phenomena. 2019. V. 299. P. 462–467.
8. *Wang X., Zhang L.G., Guo Z.Y., Jiang Y., Tao X.M., Liu L.B.* Study of low-modulus biomedical β Ti–Nb–Zr alloys based on single-crystal elastic constants modeling // J. Mechan. Behavior of Biomed. Mater. 2016. V. 62. P. 310–318.
9. *Inamura T., Hosoda H., Wakashima K., Miyazaki S.* Anisotropy and Temperature Dependence of Young's Modulus in Textured TiNbAl Biomedical Shape Memory Alloy // Mater. Trans. 2005. V. 46. № 7. P. 1597–1603.
10. *Hao Y.L., Niinomy M., Kuroda D., Fukunaga K., Zhou Y.L., Yang R., Suzuki A.* Aging Response of the Young's Modulus and Mechanical Properties of Ti–29Nb–13Ta–4.6Zr for Biomedical Applications // Metal. Mater. Trans. A. 2003. V. 34A. P. 1009–1012.
11. *He F., Yang S., Cao J.* Effect of cold rolling and aging on the microstructure and mechanical properties of Ti–Nb–Zr alloy // JMEPEG. 2020. V. 29. P. 3411–3419.
12. *Inamura T., Shimizu R., Kim H.Y., Miyazaki S., Hosoda H.* Optimum rolling ratio for obtaining $\{001\}\langle 110 \rangle$ recrystallization texture in Ti–Nb–Al biomedical shape memory alloy // Mater. Sci. Eng. C. 2016. V. 61. P. 499–505.
13. *Cojocar V.-D., Raducanu D., Gloriant T., Gordin D.M., Cinca I.* Effects of cold-rolling deformation on texture evolution and mechanical properties of Ti–29Nb–9Ta–10Zr alloy // Materials Science and Engineering: A. 2013. V. 586. P. 1–10.
14. *Lan C., Wu Y., Guo L., Chen H., Chen F.* Microstructure, texture evolution and mechanical properties of cold rolled Ti–32.5Nb–6.8Zr–2.7Sn biomedical beta

- titanium alloy // *J. Mater. Sci. Techn.* 2018. V. 34. P. 788–792.
15. *Коренев А.А., Илларионов А.Г.* Расчетные и экспериментальные упругие свойства закаленных биосовместимых сплавов титана систем Ti–Nb, Ti–Nb–Zr, Ti–Nb–Zr–Sn, Ti–Nb–Zr–Sn–Ta // *ФММ*. 2022. Т. 123. № 11. С. 1–7.
 16. *Marker C., Shang S.-L., Zhao J.-C., Liu Z.-K.* Elastic knowledge base of bcc Ti alloys from first-principles calculations and CALPHAD-based modeling // *Comp. Mater. Sci.* 2017. V. 140. P. 121–139.
 17. *Korenev A.A., Grib S.V., Illarionov A.G.* Evolution of Structure, Physical and Mechanical Properties in Biocompatible Alloys Ti–39Nb–5Zr, Ti–39Nb–5Zr–2Sn, Ti–39Nb–5Zr–2Sn–2Ta under Deformation and Thermal Effects // *AIP Conference Proceedings*, 2020. V. 2313. P. 060007.
 18. *Illarionov A.G., Narygina I.V., Grib S.V.* Temperature range definition of phase transformation in experimental biocompatible Ti–Nb–Zr system alloys by various methods // *Mater. Today: Proceedings*. 2019. V. 19. Part 5. P. 2385–2388.
 19. *Илларионов А.Г., Нежданов А.Г., Степанов С.И., Муллер-Камский Г., Попов А.А.* Структурно-фазовое состояние и механические свойства биосовместимых сплавов различных классов на основе титана // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 4. С. 411–417.
 20. *Jiang B., Wang Q., Wen D., Xu W., Chen G. Dong C., Sun L. and Liaw P.K.* Effects of Nb and Zr on structural stabilities of Ti–Mo–Sn-based alloys with low modulus // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 687. P. 1–7.
 21. *Oliver W.C., Pharr G.M.* Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology Pharr // *J. Mater. Res.* 2004. V. 19. № 1. P. 3–20.
 22. *Ranganathan S.I., Ostoja-Starzewski M.* Universal Elastic Anisotropy Index // *Phys. Rev. Letters*. 2008. V. 101. P. 055504.
 23. *Муслов С.А., Шеляков А.В., Андреев В.А.* Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, получение и применение в технике и медицине. М.: МГМСУ им. А.И. Евдокимова, 2018. 254 с.
 24. *Paszkiwicz T., Wolski S.* Anisotropic properties of mechanical characteristics and auxeticity of cubic crystalline media // *Phys. Stat. Sol. (b)*. 2007. V. 244. № 3. P. 966–977.
 25. *Kim H.Y., Sasaki T., Okutsu K., Kim J.I., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S.* Texture and shape memory behavior of Ti–22Nb–6Ta alloy // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 423–433.
 26. *Kovalik M., Wojciechowski K.W.* Poisson’s ratio of orientationally disordered hard dumbbell crystal in three dimensions // *J. of Non-Cryst/Solids*. 2006. V. 352. P. 4269–4278.
 27. *Kent D., Wang G., Dargusch M.* Effects of phase stability and processing on the mechanical properties of Ti–Nb based β Ti alloys // *Mechan. Behavior Biomed. Mater.* 2013. V. 28. P. 15–25.
 28. *Khrunyk Y.Y., Ehnert S., Grib S.V., Illarionov A.G., Stepanov S.I., Popov A.A., Ryzhkov M.A., Belikov S.V., Xu Z., Rupp F., Nüssler A.K.* Synthesis and Characterization of a Novel Biocompatible Alloy, Ti–Nb–Zr–Ta–Sn // *Int. J. Mol. Sci.* 2021. V. 22. P. 10611.
 29. *Levinger B.W.* Lattice Parameter of Beta Titanium at Room Temperature // *Trans. AIME J. Metals*. 1953. № 2. P. 195.