

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:539.26

РАСЧЕТНЫЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА
ЗАКАЛЕННЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА
СИСТЕМ Ti–Nb, Ti–Nb–Zr, Ti–Nb–Zr–Sn, Ti–Nb–Zr–Sn–Ta

© 2022 г. А. А. Корнев^а, А. Г. Илларионов^{а, б, *}

^аУральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
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 12.07.2022 г.

После доработки 23.09.2022 г.

Принята к публикации 27.09.2022 г.

Приведены результаты расчетов упругих свойств закаленных биосовместимых сплавов на основе титана состава (в ат. %) Ti–26% Nb, Ti–26% Nb–3% Zr, Ti–26% Nb–6% Zr, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn–0.7Ta и сопоставление рассчитанных свойств с имеющимися литературными данными и экспериментом по определению модуля упругости сплавов методом микроиндентирования. Методами микроструктурного и рентгеноструктурного анализа показано, что после закалки из β -области в исследуемых сплавах фиксируется однофазный метастабильный β -твердый раствор, который, исходя из положения сплавов на диаграмме B_0 – M_d , склонен к двойникованию при холодной деформации. Установлено хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений упругих свойств, для которых характерен рост модулей сдвига, Юнга и снижение коэффициента Пуассона при увеличении величины молибденового эквивалента, характеризующего стабильность β -твердого раствора сплава.

Ключевые слова: биосовместимые титановые сплавы, закалка, упругие свойства, расчет из первых принципов, контактный модуль упругости, структура, молибденовый эквивалент

DOI: 10.31857/S0015323022600861

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы на основе β -твердого раствора перспективны для применения в производстве биосовместимых имплантатов, используемых для замены тазобедренного, коленного сустава и др., благодаря лучшей биосовместимости в сочетании с низким модулем упругости, по сравнению с другими металлическими материалами для имплантологии – техническим титаном, $\alpha + \beta$ -титановыми сплавами Ti–6Al–4V ELI, Ti–6Al–7Nb, нержавеющей сталью, кобальтовыми сплавами [1, 2]. Низкий модуль упругости сплавов титана на основе β -твердого раствора позволяет при эксплуатации снизить “эффект экранирования напряжения” и резорбцию кости [1]. В качестве легирующих элементов в этих сплавах используют биосовместимые β -изоморфные стабилизаторы (ниобий, молибден, тантал) и нейтральные упрочнители (цирконий, олово) [3], которые совместно способствуют стабилизации и снижению модуля упругости β -твердого раствора титана с ОЦК-решеткой [4].

При разработке составов биосовместимых титановых сплавов на основе β -твердого раствора широкое применение получила методика оценки их фазовой стабильности с использованием характерных параметров, рассчитываемых теоретически из их электронной структуры методом молекулярных орбиталей как линейная комбинация атомных орбиталей (МО ЛКАО) [5]. В этой методике определяют параметр “ B_0 ” (bond order – порядок связи), который характеризует силу ковалентной связи между титаном и легирующим элементом, и параметр “ M_d ”, характеризующий уровень энергии d -орбитали металлической связи в сплаве титана с легирующим элементом [6]. С помощью приведенной в литературе B_0 – M_d -диаграммы можно прогнозировать фазовый состав сплава после закалки и устойчивость его β -твердого раствора к деформационным воздействиям [5].

Точное определение упругих характеристик (модуль упругости E , модуль сдвига G , объемный модуль B , коэффициент Пуассона ν) β -твердого раствора титана проводят на выращенных монокристаллах [7] либо ультразвуковым методом [8]

Таблица 1. Характеристика исследуемых сплавов

Сплав (обозначение в статье)	Состав, мас. %/ат. %	[Mo] _{экв}
T26N	Ti41Nb/Ti26Nb	13.53
TN3Z	Ti39Nb5Zr/Ti26Nb3Zr	15.08
TN6Z	Ti39Nb9Zr/Ti26Nb6Zr	16.32
TNZS	Ti39Nb5Zr2Sn/Ti26Nb3Zr1Sn	15.68
TNZST	Ti39Nb5Zr2Sn2Ta/Ti26Nb3Zr1Sn0.7Ta	16.18

измерения упругих констант c_{ij} кубической решетки. Но данные методики являются трудоемкими и дорогостоящими. В качестве их альтернативы используют расчетные методы из первых принципов [9], которые для двойных систем могут давать значения упругих свойств, близкие к свойствам реальных кристаллов. Однако для титановых сплавов с тремя и более элементами проведение такого рода расчетов вызывает определенные трудности из-за необходимости построения сложных моделей кристаллической решетки, время обсчета которых существенно увеличивается. В работе [10] для прогнозирования величин упругих свойств многокомпонентных систем на основе β -твердого раствора титана было предложено моделирование упругих констант c_{ij} с помощью CALPHAD с совместным применением расчетов с помощью теории функционала плотности. В данной работе, используя такого рода моделирование констант c_{ij} ОЦК-решетки β -твердого раствора на основе титана, рассчитаны упругие свойства титановых сплавов систем Ti–Nb, Ti–Nb–Zr, Ti–Nb–Zr–Sn, Ti–Nb–Zr–Sn–Ta и проведено сравнение полученных значений модуля упругости с экспериментальными данными.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалами исследования служили горячедеформированные прутки диаметром 20 мм из опытных сплавов титана на основе β -твердого раствора, полученных на ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”. Состав сплавов и их молибденовый эквивалент ([Mo]_{экв}), характеризующий стабильность в сплаве β -твердого раствора к фазовым превращениям [11], представлен в табл. 1.

Для расчета [Mo]_{экв} сплавов (в мас. %) использовали выражение из работы [11]:

$$\begin{aligned}
 [\text{Mo}]_{\text{экв}} = & \% \text{Mo} + 0.33\% \text{Nb} + 0.25\% \text{Ta} + \\
 & + 0.31\% \text{Zr} + 0.3\% \text{Sn} + 1.25\% \text{V} + 0.59\% \text{W} + \\
 & + 1.93\% \text{Fe} + 1.84\% \text{Cr} + 1.54\% \text{Cu} + 2.46\% \text{Ni} + \\
 & + 2.67\% \text{Co} + 2.26\% \text{Mn} + 3.01\% \text{Si} - 1.47\% \text{Al}.
 \end{aligned} \quad (1)$$

Сравнительный анализ с другими выражениями [Mo]_{экв}, рассмотренными в работе [12], показал, что это выражение для исследуемых сплавов

наиболее адекватно учитывает β -стабилизирующий эффект циркония и олова в комбинации с β -изоморфными ниобием и танталом. Критическое значение (β_c), при котором после закалки в структуре титанового сплава фиксируется только β -твердый раствор, в работе [11] принято 11.7 мас. %. Исходя из полученных значений молибденового эквивалента, в исследуемых сплавах после закалки в структуре должно фиксироваться однофазное β -состояние. Стабильность β -фазы увеличивается от двойного сплава T26N (13.53) до сплава TN6Z (16.32).

Прутки исследуемых сплавов нагревали в β -область до 700°C, выдерживали 2 ч и закаливали в воду. Эффективный контактный модуль упругости сплавов определяли методом микроиндентирования на установке CSM Instruments по методике Оливера и Фарра [13] при постоянной максимальной нагрузке (9 Н). Было проведено по 20 измерений для каждого сплава.

Рентгеноструктурный фазовый анализ образцов осуществляли с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance с детектором LynxEye. Съемку производили с поперечного сечения прутка.

Упругие константы многокомпонентных сплавов на основе титана выражали с помощью соотношения, приведенного в работе [10]:

$$\begin{aligned}
 c_{ij}(x) = & \sum x_a c_{ij}(a) + \sum x_a x_b (L_0 + L_1(x_a - x_b)) + \\
 & + \sum x_a x_b x_c L_2,
 \end{aligned} \quad (2)$$

где первый член в уравнении связан с суммированием всех элементов в многокомпонентном сплаве, а x_a и $c_{ij}(a)$ представляют собой мольную долю каждого элемента a и упругие константы каждого элемента соответственно. Второй член связан с суммированием для всех бинарных систем $a-b$ в многокомпонентном сплаве с x_b , являющейся мольной долей второго элемента b в бинарной системе, и L_0 и L_1 , являющимися параметрами бинарного взаимодействия. Третий член в уравнении суммирует все тройные системы $a-b-c$ в многокомпонентном сплаве с x_c , являющейся мольной долей третьего элемента c в системе, и L_2 параметром тройного взаимодействия.

В расчете не учитывали влияние бинарных систем, в которых отсутствует титан, и тройных си-

стем, в которых одновременно отсутствует титан и ниобий, предполагая их незначительное влияние на изменения упругих постоянных ОЦК-решетки титана.

В табл. 2 и 3 приведены используемые в расчетах упругие константы кубической решетки для чистых элементов (Ti, Nb, Zr, Ta, Sn), полученные из первых принципов в работе [10], а также параметры взаимодействия L_0 , L_1 и L_2 для двойных и тройных систем.

Исходно расчет упругих констант сплавов проводили для температуры 0 К. Для учета “нормальных” условий (~300 К) для исследуемых закаленных сплавов в окончательном расчете использованы “температурные” поправки c_{ij} :

$$c_{11(300\text{К})} = 1.022c_{11(0\text{К})}, \quad (3)$$

$$c_{12(300\text{К})} = 0.988c_{12(0\text{К})}, \quad (4)$$

$$c_{44(300\text{К})} = 0.984c_{44(0\text{К})}. \quad (5)$$

Величина поправочных коэффициентов выбрана исходя из проведенного в работах [14, 15] анализа влияния температуры на c_{ij} ОЦК-решетки сплава Ti–25 (ат. %) Nb [14] и титановых сплавов системы Ti–Nb–Zr–Ta [15] на основе β -твердого раствора. Изменение упругих констант связано с наличием мартенситного превращения с температурой начала превращения M_H в интервале 0–300 К, что приводит к размягчению ОЦК-решетки титана и изменению упругих модулей при “нормальных” условиях, относительно расчетов при 0 К.

Упругие характеристики для изотропной ОЦК решетки β -твердого раствора исследуемых сплавов рассчитаны с использованием приближения Фойгта–Рейса–Хилла [16]:

$$v_H = \frac{1}{2} \frac{3B_H - 2G_H}{3B_H + G_H}, \quad v_V = \frac{1}{2} \frac{3B_V - 2G_V}{3B_V + G_V}, \quad (6)$$

$$v_R = \frac{1}{2} \frac{3B_R - 2G_R}{3B_R + G_R};$$

$$E_H = \frac{9B_H G_H}{(3B_H + G_H)}, \quad E_V = \frac{9B_V G_V}{(3B_V + G_V)}, \quad (7)$$

$$E_R = \frac{9B_R G_R}{(3B_R + G_R)};$$

$$B_H = B_V = B_R = \frac{(c_{11} + 2c_{12})}{3}; \quad (8)$$

$$G_H = \frac{(G_V + G_R)}{2}; \quad (9)$$

$$G_V = \frac{(c_{11} - c_{12} + 3c_{44})}{5}; \quad (10)$$

Таблица 2. Значения упругих констант c_{ij} для кубической решетки чистых элементов [10]

Элемент	c_{11} , ГПа	c_{12} , ГПа	c_{44} , ГПа
Ti	93	115	41
Nb	245	144	27
Ta	278	164	81
Zr	86	91	32
Sn	50	52	29

Таблица 3. Параметры взаимодействия L_0 , L_1 и L_2 и значения упругих констант c_{ij} для систем на основе титана [10]

Система	L_i	c_{11}	c_{12}	c_{44}
Ti–Nb	L_0	40.46	–32.39	–41.54
	L_1	0	0	–41.95
Ti–Ta	L_0	83.65	38.05	–51.96
	L_1	–67.76	0	0
Ti–Zr	L_0	246.97	–110.53	70.06
	L_1	–135.95	78	0
Ti–Sn	L_0	119.46	15.9	59.79
	L_1	0	–146.8	–94.38
Ti–Nb–Zr	L_2	–220.35	72.1	–55.29
Ti–Nb–Sn	L_2	–41.52	25.52	67.85
Ti–Nb–Ta	L_2	–93.77	–15.8	4.25

$$G_R = \frac{5c_{44}(c_{11} - c_{12})}{4c_{44} + 3(c_{11} - c_{12})}, \quad (11)$$

где v_V , v_R , v_H – коэффициент Пуассона по Фойгту, Рейсу и Хиллу соответственно; E_V , E_R , E_H – модуль упругости в ГПа по Фойгту, Рейсу и Хиллу соответственно; B_V , B_R , B_H – объемный модуль упругости в ГПа по Фойгту, Рейсу и Хиллу соответственно; G_V , G_R , G_H – модуль сдвига в ГПа по Фойгту, Рейсу и Хиллу соответственно; c_{11} , c_{12} , c_{44} – упругие константы в ГПа для анализируемых ОЦК-решеток сплава.

Значения рассчитанных упругих модулей по Фойгту являются верхней границей для монокристалла/поликристалла (для коэффициента Пуассона нижняя граница соответственно), по Рейсу – нижней границей (верхней границей в v соответственно). Расчет по Хиллу дает среднее значение, которое наиболее близко к реальным значениям упругих свойств для монокристаллов и поликристаллов [16].

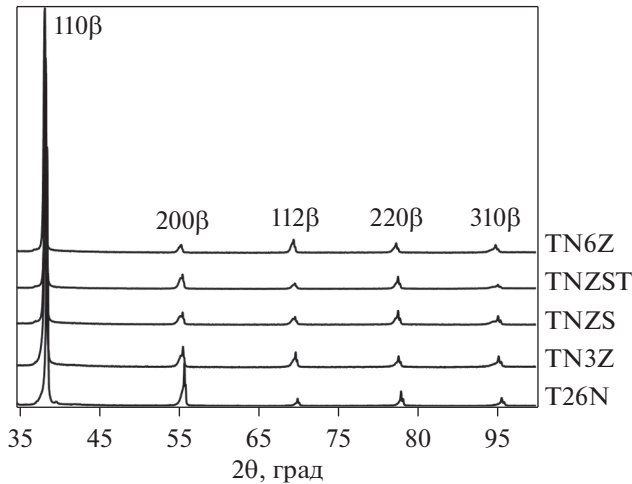


Рис. 1. Дифрактограммы, снятые с закаленных сплавов.

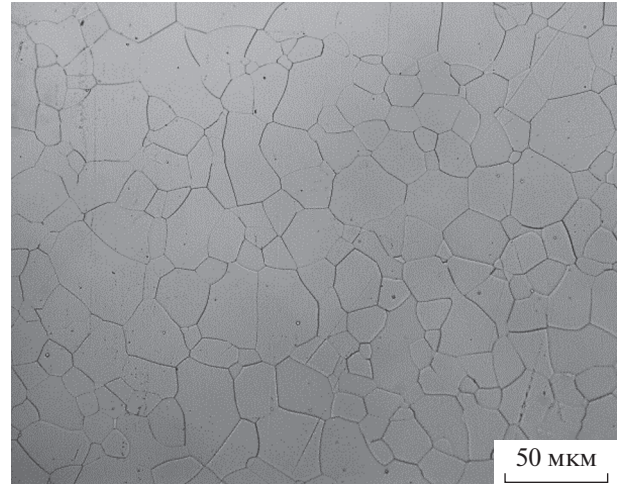


Рис. 2. Структура закаленного сплава T26N.

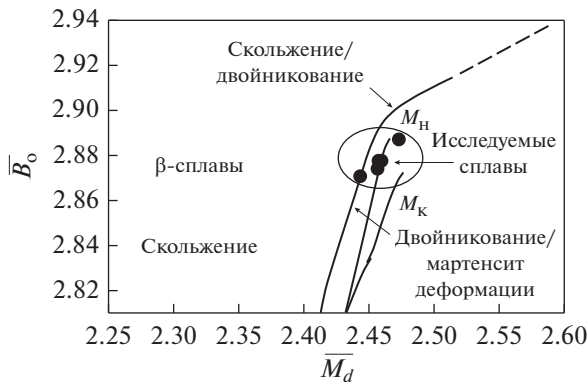


Рис. 3. Положение на диаграмме B_0 – M_d [4] исследуемых сплавов.

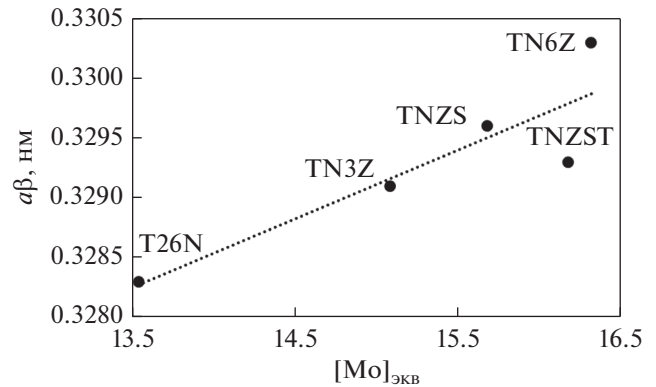


Рис. 4. Зависимость периода решетки β -фазы от $[Mo]_{экв}$ закаленных сплавов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1, 2 представлены дифрактограммы и на примере сплава T26N типичная микроструктура закаленных сплавов, которые свидетельствуют о присутствии в сплавах только метастабильного β -твердого раствора в виде равноосных зерен полиэдрической формы. Фиксация в структуре при закалке из β -области только β -фазы хорошо согласуется с рассчитанными значениями $[Mo]_{экв}$ (табл. 1).

Полученный закалкой метастабильный β -твердый раствор в сплавах, согласно их положению на диаграмме B_0 – M_d , приведенной на рис. 3, при холодной деформации может деформироваться двойникованием и температура M_H у них действительно ниже комнатной.

Анализ изменения периодов решетки β -твердого раствора (a_β) в закаленных сплавах, рассчитанных из дифрактограмм (рис. 4), показал, что

период a_β возрастает с увеличением молибденового эквивалента (рис. 4), и минимальный период решетки в сплаве Ti26Nb (0.3283 нм) больше, чем рассчитанный для ОЦК решетки чистого титана при комнатной температуре – 0.3282 нм [17].

Увеличение периода решетки β -фазы в сплавах с ростом $[Mo]_{экв}$, по нашему мнению, связано с тем, что атомные радиусы легирующих элементов – $R_{Nb} = 142.9$ пм; $R_{Ta} = 143$ пм, $R_{Zr} = 160.25$ пм; $R_{Sn} = 162$ пм [18] больше, чем атомный радиус титана в ОЦК-решетке – 142.11 пм [19]).

Наличие в структуре исследуемых сплавов только метастабильного β -твердого раствора позволяет провести расчет их упругих характеристик, используя приведенные в методике формулы и соответствующие данные для сплавов на основе титана с ОЦК-решеткой (табл. 2, 3).

На рис. 5 представлены рассчитанные значения упругих констант c_{ij} для исследуемых сплавов

с ОЦК-решеткой титана с учетом температурной поправки на 300 К (см. формулы 3–5).

Анализ величины рассчитанных значений упругих констант показал, что легирование двойного сплава T26N цирконием и/или оловом, танталом приводит преимущественно к увеличению значений c_{11} и c_{44} и снижению c_{12} по мере увеличения молибденового эквивалента сплава. Зависимость изменения упругих постоянных можно считать линейной с высоким уровнем коэффициента детерминации – R^2 (рис. 5). Полученные β -твердые растворы с ОЦК-решеткой являются упруго стабильными по критерию Борна (для кубической решетки: $c_{11} - c_{12} > 0$; $c_{11} + 2c_{12} > 0$; $c_{44} > 0$ [19]).

Расчитанные для исследуемых сплавов упругие характеристики показаны на рис. 6. В качестве верхнего и нижнего предела значений E и G были выбраны значения по Фойгту и по Рейссу соответственно (расхождение их значений от среднего находится в пределах $\approx \pm 3\%$). В качестве верхнего и нижнего предела значений для коэффициента Пуассона были выбраны значения по Рейссу и по Фойгту соответственно (расхождение их значений от среднего находится в пределах $\approx \pm 0.5\%$).

Из полученных зависимостей видно, что с увеличением $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$ сплава величина объемного модуля упругости практически не изменяется (рис. 6а) и находится на уровне 124 ГПа, модуль Юнга и сдвига увеличиваются практически по линейному закону (рис. 6б, 6в) соответственно с минимальных значений 57 и 20 ГПа (сплав Ti26Nb) до максимальных значений 65 и 23 ГПа (сплав TN6Z), коэффициент Пуассона уменьшается с максимальной величины 0.424 (сплав Ti26Nb) до минимальной – 0.412 (сплав TN6Z) (рис. 6г). Увеличение значений модулей E , G можно объяснить тем, что сила связи между атомами циркония и тантала больше, чем у титана. Об этом можно судить по параметру B_0 (для титана 2.79; ниобия 3.099; циркония 3.086; тантала 3.144 [5]). Однако у олова $B_0 = 2.283$ [5], т.е. меньше, чем у титана, а упругие модули сплава TNZS больше, чем сплава TN3Z, и причины этого пока не выяснены. Имеющиеся в литературе экспериментальные данные для закаленных сплавов системы Ti–Nb [7, 20–23], с близкой к исследуемым в работе сплавам стабильностью по $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$, указывают на аналогичный характер влияния $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$ на изменение E , G , ν , что и полученный в работе (рис. 6).

Исходя из полученных данных, нами были взяты рассчитанные коэффициенты Пуассона для определения значений модуля упругости сплавов при микроиндентировании по методу Оливера и Фарра.

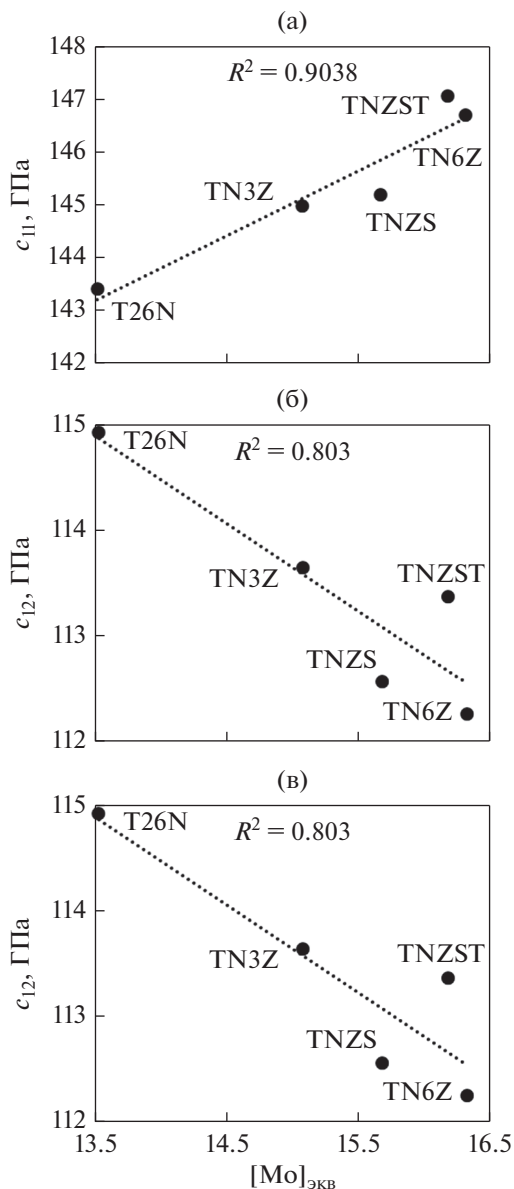


Рис. 5. Зависимость расчетных значений c_{11} (а); c_{12} (б) и c_{44} (в) при 300 К от $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$ закаленных сплавов.

Полученные методом микроиндентирования значения контактного модуля упругости сплавов представлены на рис. 7.

Видно, что экспериментальные значения модуля упругости имеют хорошую количественную корреляцию с полученными нами расчетными значениями. Это подтверждает адекватность расчетных значений упругих характеристик β -твердого раствора титана исследуемых сплавов, полученных из первых принципов, и приемлемость использования их для определения контактного модуля упругости методом микроиндентирования с учетом расчетных значений коэффициента Пуассона.

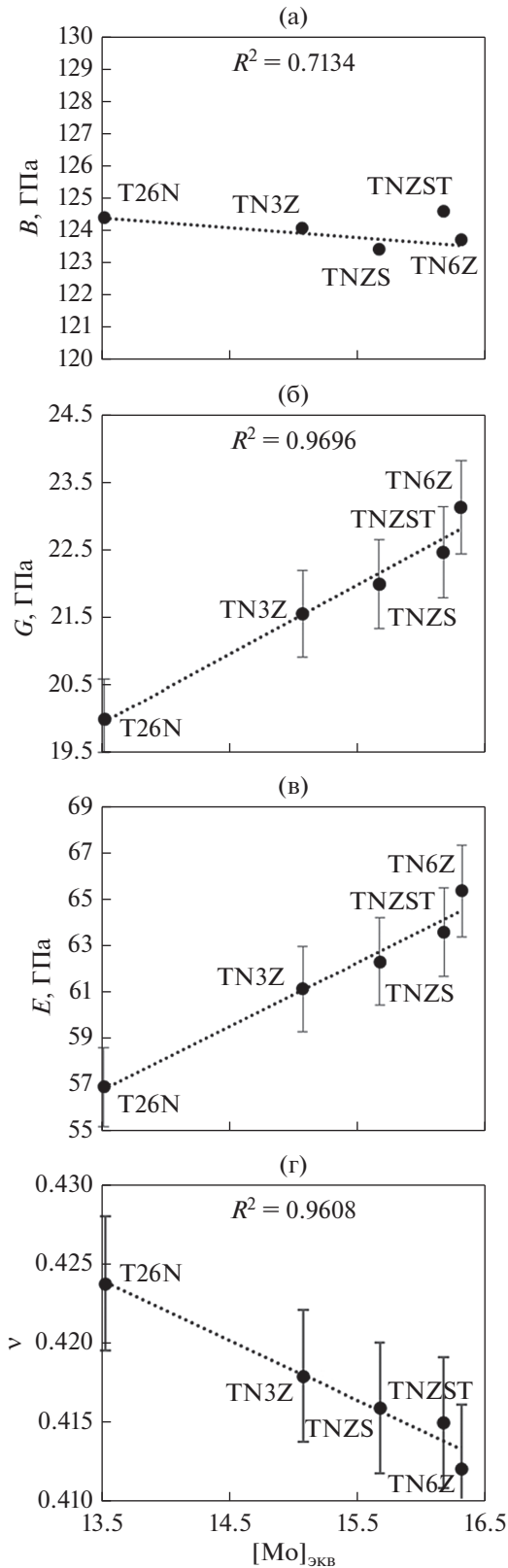


Рис. 6. Зависимость расчетных значений B (а), G (б), E (в), ν (г) при 300 К от $[Mo]_{экв}$ закаленных сплавов.

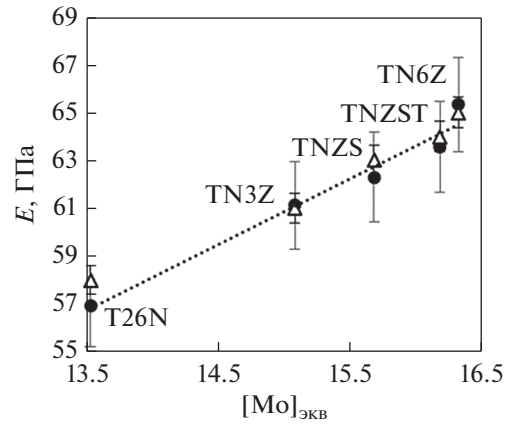


Рис. 7. Зависимость модуля упругости, полученного при микроиндентировании (Δ) и расчете (\bullet) от $[Mo]_{экв}$ закаленных сплавов.

ВЫВОДЫ

1. Сплавы Ti–26% Nb, Ti–26% Nb–3% Zr, Ti–26% Nb–6% Zr, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn, Ti–26% Nb–3% Zr–1% Sn–0.7Ta после закалки из β -области сохраняют однофазное метастабильное β -состояние, которое, согласно положению сплавов на диаграмме B_0-M_d , склонно к двойникованию при холодной деформации.

2. Проведен расчет упругих характеристик исследуемых сплавов (B , G , E , ν) с использованием методики расчета из первых принципов упругих констант c_{ij} для кубических решеток элементов, входящих в сплавы, и учетом параметров взаимодействия легирующих элементов с титаном в двойных и тройных системах. Показано, что с повышением $[Mo]_{экв}$ исследуемых сплавов наблюдается линейный рост G , E и снижение ν .

3. С использованием рассчитанных коэффициентов Пуассона методом микроиндентирования определены экспериментальные значения модуля упругости сплавов, которые в пределах ошибки совпадают с расчетными значениями, что показывает адекватность используемой методики расчета упругих характеристик биосовместимых сплавов на основе β -твердого раствора титана систем Ti–Nb, Ti–Nb–Zr, Ti–Nb–Zr–Sn, Ti–Nb–Zr–Sn–Ta.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chen Q., Thouas G.A. Metallic implant biomaterials // Mater. Sci. Eng. R. 2015. V. 87. P. 1–57.
2. 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.

3. *Banerjee D., Williams J.C.* Perspectives on titanium science and technology // *Acta Mater.* 2013. V. 61. № 3. P. 844–879.
4. *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.
5. *Abdel-Hady M., Hinoshita K., Morinaga M.* General approach to phase stability and elastic properties of β -type Ti-alloys using electronic parameters // *Scripta Mater.* 2006. V. 55. P. 477–480.
6. *Morinaga M.* Alloy design based on molecular orbital method // *Mater. Trans.* 2016. V. 57. № 3. P. 213–226.
7. *Hermann R., Hermann H., Calin M., Büchner B., Eckert J.* Elastic constants of single crystalline β -Ti₇₀Nb₃₀ // *Scripta Mater.* 2012. V. 66. P. 198–201.
8. *Majumdar P., Singh S.B., Chakraborty M.* Elastic modulus of biomedical titanium alloys by nano-indentation and ultrasonic techniques—A comparative study // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. V. 489. P. 419–425.
9. *Marker C., Shang S.-L., Zhao J.-C., Liu Z.-K.* Effects of alloying elements on the elastic properties of bcc Ti–X alloys from first-principles calculations // *Computational Materials Science.* 2018. V. 142. P. 215–226.
10. *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.
11. *Jiang B., Wang Q., Wen D., Xu W., Chen G. Dong C., Sun L., 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.
12. *Mehjabeen A., Xu W., Qiu D., Qian M.* Redefining the β -Phase Stability in Ti–Nb–Zr Alloys for Alloy Design and Microstructural Prediction // *JOM.* 2018. V. 70. № 10. P. 2254–2259.
13. *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.
14. *Jeong H.W., Yoo Y.S., Lee Y.T., Park J.K.* Elastic softening behavior of Ti–Nb single crystal near martensitic transformation temperature // *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108. P. 063515.
15. *Tane M., Akita S., Nakano T., Hagihara K., Umakoshi Y., Niinomy M., Mori H., Nakajima H.* Low Young's modulus of Ti–Nb–Ta–Zr alloys caused by softening in shear moduli c' and c_{44} near lower limit of body-centered cubic phase stability // *Scripta Materialia.* 2008. V. 59. P. 669–672.
16. *Wu Z., Zhao E., Xiang H., Hao X., Liu X., Meng J.* Crystal structures and elastic properties of superhard IrN₂ and IrN₃ from first principles // *Phys. Rev. B.* 2007. V. 76. P. 054115.
17. *Aurelio G., Fernandez Guillertmet A., Cuello G.J.* Metastable phases in Ti–V system: Part I. Neutron diffraction study and assessment of structural properties. // *Met. and Mater. Trans. A.* 2002. V. 33 A. May. P. 1307–1317.
18. *Miracle D.V., Senkov O.N.* A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Mater.* 2017. V. 122. P. 448–511.
19. *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 // *Intern. J. Molecular Sci.* 2021. V. 22. № 19. P. 10611.
20. *Mouhat F., Coudert F.-X.* Necessary and sufficient elastic stability conditions in various crystal systems // *Phys. Rev. B.* 2014. V. 90. P. 224104.
21. *Федотов С.Г., Константинов К.М., Кокнаев П.Г., Синоподова Е.П.* Структура, свойства и распад мартенсита титаново-ниобиевых сплавов / В кн.: Сплавы титана с особыми свойствами. М.: Наука, 1982. С. 29–33.
22. *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.
23. *Illarionov A.G., Grib S.V., Yurovskikh A.S.* Scientific approaches to the development of titanium-based alloys for medical implants // *Solid State Phenomena* 2020. V. 299. P. 462–467.