

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.295

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ
НА ОСНОВЕ ТИТАНА**

© 2020 г. А. Г. Илларионов^{a, b}, А. Г. Нежданов^a, С. И. Степанов^{a, *},
Г. Муллер-Камский^c, А. А. Попов^{a, b}

^aУрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^bИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^cИзраильский институт металлов университета Технион, Хайфа, 3200003 Израиль

*e-mail: s.i.stepanov@urfu.ru

Поступила в редакцию 29.10.2019 г.

После доработки 05.11.2019 г.

Принята к публикации 19.11.2019 г.

Методами растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа изучены структура и фазовый состав биосовместимых титановых сплавов состава (мас. %) Ti–10Zr–1.2Nb–1.5Al, Ti–6Al–4V ELI, Ti–15Mo, Ti–36.1Nb–3.8Zr–2.4Ta–1.9Sn в горячедеформированном состоянии. Проведен анализ механических свойств на растяжение в зависимости от структуры и прочностного алюминиевого эквивалента сплавов. Посредством испытаний на растяжение, динамического механического анализа и микроиндентирования определены модули упругости сплавов, установлена сопоставимость значений в пределах погрешности 3–7%. Немонотонный характер изменения модуля упругости при нагреве до 550°C объяснен с точки зрения протекания процессов релаксации напряжений и возврата в сплавах Ti–10Zr–1.2Nb–1.5Al, Ti–6Al–4V ELI и выделения высокомолекулярной ω-фазы в сплаве Ti–15Mo. Для сплава Ti–36.1Nb–3.8Zr–2.4Ta–1.9Sn продемонстрирована реализация “элинварного” эффекта. Установлена корреляция между скоростью изменения модуля упругости с температурой нагрева и соотношением α- и β-фаз в структуре сплавов.

Ключевые слова: модуль упругости, биосовместимые титановые сплавы, фазовый состав, испытание на растяжение, динамический механический анализ, микроиндентирование

DOI: 10.31857/S0015323020040051

ВВЕДЕНИЕ

Титан и его сплавы благодаря сочетанию биосовместимости и высокой удельной прочности широко используются для изготовления медицинских имплантатов [1, 2]. Повышение прочностных свойств сплавов титана, необходимое для облегчения медицинских изделий, возможно за счет введения легирующих элементов – α-стабилизаторов (Al, O, N) и β-стабилизаторов (V, Mo, Nb, Ta, Fe, Cr и др.). Такие легирующие элементы повышают прочность и стабильность низкотемпературной модификации титана – α-Ti с ГПУ-решеткой, и высокотемпературной модификации титана – β-Ti с ОЦК-решеткой. Возможен вариант легирования нейтральными упрочнителями (Zr, Sn), относительно мало влияющими на стабильность α-, β-фаз в титане [3]. Первым разработанным для медицины сплавом титана является α + β-сплав мартенситного класса Ti–6Al–4V ELI (extra low interstitial) с низким

содержанием примесей [4, 5]. Однако легирующие элементы алюминий и ванадий в этом сплаве при длительном пребывании в организме человека могут вызывать аллергические реакции и оказывать негативное влияние на нервную систему [6]. Кроме того, из-за значительного содержания алюминия и преобладания в структуре α-фазы сплав имеет модуль упругости более 100 ГПа [1], что снижает его биомеханическую совместимость. С учетом отмеченных недостатков сплава Ti–6Al–4V ELI в России для медицины разработан псевдо-α-сплав на базе системы Ti–Zr–Nb–Al [7] (в статье сплав именуется TZNA – по первым буквам элементов, входящих в его состав), в котором ограничено содержание Al и Fe, имеющих невысокую биосовместимость, а для обеспечения упрочнения α-фазы, сопоставимого с упрочнением сплава Ti–6Al–4V ELI, введены биосовместимые элементы – цирконий (от 7 до 15%) и ниобий (около 1–2% – в пределах растворимости в α-фазе).

Повышение биомеханической совместимости титановых сплавов достигается в результате снижения в них модуля упругости за счет стабилизации легированием низко модульной β -фазы [8]. Одним из первых разработанных биосовместимых сплавов на основе β -фазы является $\alpha + \beta$ -сплав переходного класса Ti-15Mo [4]. После закалки из β -области в сплаве фиксируется метастабильный β -твердый раствор, имеющий модуль упругости на уровне 75–85 ГПа [9], что ниже чем у сплавов Ti-6Al-4V ELI, TZNA, но выше, чем модуль упругости кортикальной кости (10–30 ГПа) [10]. Отмечено, что молибден как легирующий элемент имеет ограниченную биосовместимость [3]. Низко модульные титановые сплавы последнего поколения преимущественно построены на системе Ti-Nb [1, 11] с добавками таких элементов как Zr, Ta, Sn [12]. Это связано с тем, что с одной стороны Nb, Zr, Ta, Sn, как и титан совместимы с живыми тканями [6], с другой стороны, при необходимом их содержании возможна стабилизация низко модульных α - и β -фаз в структуре, и атомный радиус этих элементов больше, чем у титана. Все это в целом, благоприятно сказывается на снижении модуля упругости сплавов вплоть до уровня 30–35 ГПа [13, 14], приближающегося к значению модуля упругости кости. Представителем данной группы сплавов является опытный псевдо- β -сплав Ti-36Nb-4Zr-2Ta-2Sn (в статье обозначен как TNZTS – по первым буквам элементов, входящих в состав сплава).

На практике модуль упругости (E) материалов определяется различными методами [15], в частности, по результатам анализа кривых растяжения при механических испытаниях, по данным динамического механического анализа (ДМА) и при микроиндентировании по кривой разгрузки. Различные методики измерения модуля упругости могут давать не всегда одинаковые величины E и работ, связанных с анализом сопоставимости значений модуля упругости, получаемых различными методами, в частности, для биосовместимых титановых сплавов, практически нет. Следует отметить, что модуль упругости сплава зависит от структурно-фазового состояния сплава, на которое влияет окончательная обработка, например, перед введением в человеческий организм имплантаты из сплавов титана стерилизуют, нагревая вплоть до температуры 240°C [16]. Это может способствовать протеканию в сплаве, находящемся в метастабильном состоянии, структурных и фазовых превращений, отражающихся на модуле упругости, и анализ изменения модуля упругости биосовместимых сплавов при нагреве имеет научный и практический интерес. Исходя из вышесказанного, целью работы является установление взаимосвязи между структурно-фазовым состоянием и комплексом физико-механических свойств, в том числе модулем упругости, опреде-

ленным различными методами, в биосовместимых сплавах титана TZNA, Ti-6Al-4V ELI, Ti-15Mo, TNZTS.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования служили горячедеформированные прутки диаметром 23–27 мм из сплавов Ti-6-4 ELI, TZNA, Ti-15Mo, и ковванная заготовка из сплава TNTZS (квадрат 25 мм), выплавленные на ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”. Сплавы имеют химический состав (мас. %) – Ti-6Al-4V-0.17Fe-0.1O (Ti-6Al-4V ELI), Ti-10Zr-1.2Nb-1.5Al-0.5Fe-0.3Si-0.3O (TZNA), Ti-13.5Mo-0.41Al-0.02Fe-0.1Si-0.13O (Ti-15Mo), Ti-36.1Nb-3.8Zr-2.4Ta-1.9Sn-0.05O (TNZTS). Окончательная деформация сплавов Ti-6Al-4V ELI, TZNA, Ti-15Mo осуществлялась в двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, а сплава TNZTS в однофазной β -области с последующим охлаждением на воздухе.

Анализ микроструктуры сплавов осуществляли на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490 LV. Рентгеноструктурный фазовый анализ (PCФА) проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance в K_α -излучении меди. Периоды решеток фаз рассчитаны методом Ритвелда в программном пакете TOPAS. Для механических испытаний на растяжение вырезанных вдоль направления прокатки плоских образцов с размерами рабочей части 50 × 8 × 2 мм использовали машину Instron 3382 с экстензометром. ДМА осуществляли на образцах размерами 25 × 4 × 1 мм (длинная часть параллельна направлению прокатки) по схеме трехточечного изгиба, определяли динамический модуль упругости (E') на установке NETZSCH DMA 242 C со скоростью нагрева 10°/мин в защитной атмосфере аргона до 550°C. Микротвердость и релаксированный модуль упругости (E_r) определяли микроиндентированием поверхности образцов, лежащей поперек оси прутков, на приборе CSM ConScan по методу Оливера–Фарра по 12 измерениям при нагрузке 9 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура горячедеформированных сплавов представлена на рис. 1. В сплаве TZNA наблюдаются вытянутые вдоль направления прокатки деформированные α -зерна, в части из которых имеет развитие процесс рекристаллизации, способствующий появлению равноосных α -зерен, остаточная β -фаза имеет вид прослойки и отдельных включений между α -зернами (рис. 1а). Структура сплава Ti-6Al-4V ELI бимодальная, состоящая из ориентированных вдоль направления прокатки зерен размером 10 мкм и более первичной α -фазы, и β -превращенной структуры из пакетов

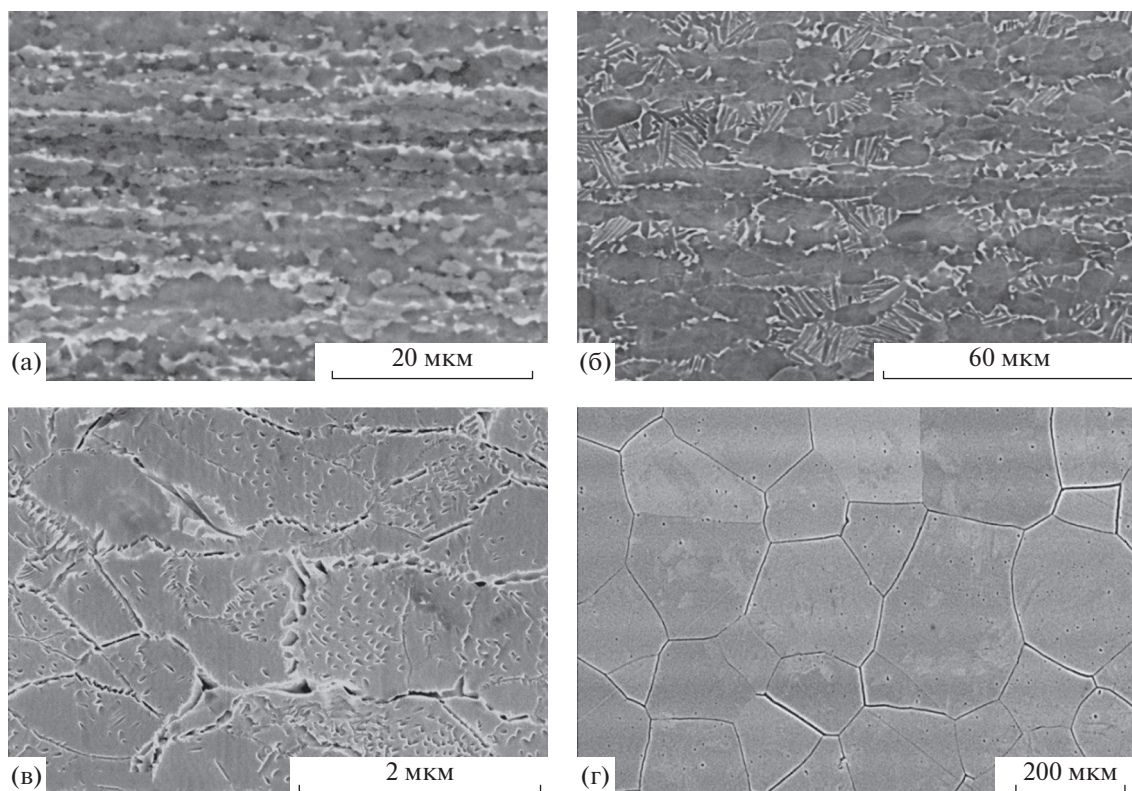


Рис. 1. Микроструктура горячедеформированных сплавов TZNA (а), Ti–6–4 ELI (б), Ti–15Mo (в), TNTZS (г).

α -пластин разной ориентации с β -прослойками (рис. 1б). Сплав Ti–15Mo имеет частично рекристаллизованную структуру, состоящую из равноосных β -зерен размером менее 2 мкм, и относительно крупных полигонизованных β -зерен, вытянутых вдоль направления прокатки.

Первичная α -фаза в сплаве Ti–15Mo располагается, главным образом, по границам β -зерна, в теле которых фиксируются дисперсные выделения вторичных α -частиц (рис. 1в). Деформированный в β -области сплав TNTZS имеет полностью рекристаллизованную структуру из крупных полиэдрических β -зерен размером 200–300 мкм (рис. 1г). В целом, проведенный анализ показал, что зеренная структура сплавов определяется тем, в какой области проводили окончательную деформацию. Деформированные в двухфазной ($\alpha + \beta$)-области сплавы TZNA, Ti–6Al–4V ELI, Ti–15Mo частично сохраняют направленность зеренной структуры, связанную с направлением течения металла при деформации, а деформированный в однофазной β -области сплав TNTZS за счет протекания рекристаллизации имеет равноосную полиэдрическую β -зеренную структуру.

Результаты РСФА исследуемых сплавов приведены на рис. 2 и в табл. 1. Для сплавов TZNA; Ti–6Al–4V ELI; Ti–15Mo характерно наличие на дифрактограммах линий от α - и β -фаз, а для

сплава TZNTS только линий β -фазы (рис. 2). Относительная интенсивность линий β -фазы по сравнению с линиями α -фазы и, соответственно, объемная доля β -фазы в структуре (табл. 1) увеличивается в последовательности TZNA–Ti–6Al–4V–ELI–Ti–15Mo–TNTZS, коррелирующей с увеличением содержания β -стабилизаторов от сплава к сплаву (см. их состав в методике). Сравни-

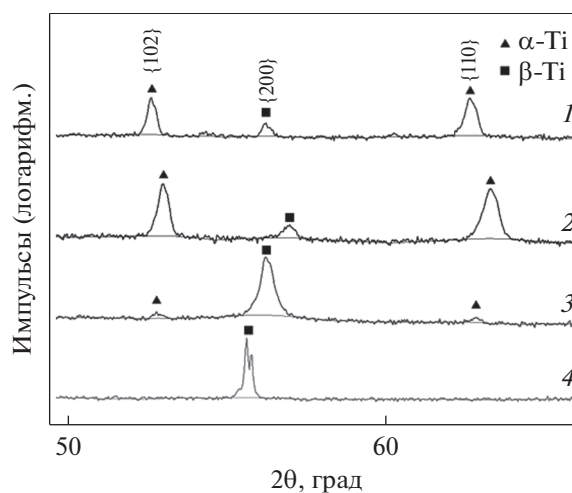


Рис. 2. Дифрактограммы сплавов TZNA (1), Ti–6–4 ELI (2), Ti–15Mo (3), TNTZS (4).

Таблица 1. Параметры решеток, объемная доля фаз исследуемых сплавов

Сплав	α -фаза			β -фаза	$V_{\alpha}, \%$	$V_{\beta}, \%$
	a , нм	c , нм	c/a	a , нм		
TZNA	0.2955	0.4703	1.591	0.3257	94	6
Ti-6-4 ELI	0.2926	0.4671	1.596	0.3217	84	16
Ti-15Mo	0.2940	0.4673	1.589	0.3251	5	95
TNTZS	—	—	—	0.3296	0	100

тельный анализ полученных параметров решеток фаз в исследованных сплавах показал, что увеличение для α -фазы параметра “ c/a ” наблюдается от сплава Ti-15Mo к TZNA и затем к Ti-6Al-4V ELI. Это закономерно, так как в этой последовательности у сплавов возрастает содержание алюминия, который больше всех из легирующих элементов повышает параметр “ c/a ” [17]. Период решетки β -фазы растет в последовательности Ti-6Al-4V ELI – Ti-15Mo – TZNA – TNTZS, что мы связываем с различным содержанием в сплавах, в первую очередь, β -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей, хорошо растворимых в β -фазе. Легирующие элементы в сплавах имеют различный, уменьшающийся в следующей последовательности атомный радиус (указан в пикометрах) Sn(162)–Zr(160)–Al, Nb, Ta(143)–Mo(136)–V(132)–Fe(124) [18].

Минимальный период решетки зафиксирован в сплаве Ti-6Al-4V ELI, содержащем ванадий и железо - элементы с наименьшим атомным радиусом, а максимальный период решетки у сплава TNTZS, легированного наибольшим количеством элементов с большим атомным радиусом (Zr, Sn, Ta, Nb).

Сплавы Ti-15Mo и TZNA имеют промежуточные значения периода решетки β -фазы, но у сплава TNZA период несколько больше вследствие легирования элементами Zr, Nb, Al с большим атомным радиусом, чем у Mo.

Данные дюротметрических и механических испытаний сплавов представлены в табл. 2. Наиболее высокие значения микротвердости, пределов текучести и временного сопротивления разруше-

нию характерны для сплава TZNA. Это связано с сохранением в структуре наибольшего количества среди исследованных сплавов деформированных зерен, что обеспечивает сохранение высокого уровня деформационного наклепа, а также с наиболее значительным твердорастворным упрочнением α -фазы. Величину последнего можно оценить по прочностному алюминиевому эквиваленту, рассчитываемому по формуле [19]:

$$Al_{\text{экв проч}} = \%Al + \%Si/3 + \%Zr/6 + 10\%O \quad (1)$$

и имеющему максимальные значения для сплава TZNA (табл. 2). Достаточно высокий уровень относительного удлинения в сплаве TZNA, вероятно, связан со своеобразной дуплексной структурой из деформированных и рекристаллизованных зерен (рис. 1а).

Для сплава Ti-6Al-4V ELI характерны более низкие, по сравнению со сплавом TZNA, но достаточно высокие значения микротвердости, предела текучести, временного сопротивления разрыву при сопоставимой пластичности. Это можно связать с достаточно высоким, но меньшим прочностным алюминиевым эквивалентом (табл. 2), обеспечивающим хорошее упрочнение преобладающей в структуре α -фазы, и со значительной гетерогенизацией структуры за счет максимальной среди всех сплавов объемной доли второй фазы в структуре (табл. 1). Сплав Ti-15Mo имеет достаточно высокие микротвердость и предел текучести, сопоставимые со значениями, характерными для сплава Ti-6Al-4V ELI, а также максимальное значение временного сопротивления разрушению и минимальное относительное удлинение среди исследованных сплавов. Такое сочетание свойств связано с дисперсионным упрочнением сплава Ti-15Mo за счет присутствия в β -матрице дисперсных выделений вторичной α -фазы (рис. 1в). Это, с одной стороны, дает высокий предел текучести, с другой стороны, значительное деформационное упрочнение при растяжении и относительно малое удлинение, что фиксировали и на других сплавах на основе β -фазы [20]. Минимальные микротвердость и прочностные характеристики сплава TNTZS объясняются практическим отсутствием деформационного, дисперсионного и зернограничного упрочнений сплава из-за достаточно полного протекания рекристаллизации

Таблица 2. Механические свойства, прочностной алюминиевый эквивалент и упругие характеристики сплавов, полученные разными методиками

Сплав	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	HV_{μ}	E , ГПа	E' , ГПа	E_r , ГПа	$Al_{\text{экв проч}}(1)$
TZNA	913	951	14	424 ± 8	109	114	111 ± 1	11.8
Ti-6-4 ELI	880	915	11	382 ± 5	116	114	111 ± 4	8
Ti-15Mo	896	961	4	379 ± 7	87	81	81 ± 2	3.38
TNTZS	520	543	14	217 ± 4	63	63.4	62 ± 3	3.22

при горячей деформации в β -области, отсутствия вторичных выделений и наличия крупного β -зерна, соответственно (рис. 1г). Наиболее высокие пластические свойства сплава TNZTS связаны с наличием в структуре только метастабильной β -фазы с ОЦК-решеткой, имеющей большое количество систем скольжения.

Данные по значениям модуля упругости, измеренного различными методами – в ходе испытаний на растяжение (E), при микроиндентировании (E_r) и ДМА (E'), представлены в табл. 2. Наиболее высокие значения модуля упругости на уровне 113 ГПа характерны для сплавов Ti–6Al–4V ELI и TZNA.

В этих сплавах в структуре преобладает высококомодульная α -фаза, и они имеют наиболее высокий прочностной алюминиевый эквивалент (табл. 1, 2).

Модуль упругости в пределах 84 ± 3 ГПа имеет сплав Ti–15Mo с преобладанием в структуре низкокомодульной β -фазы, и такой уровень модуля упругости для данного сплава уже фиксировали [9]. Минимальный среди сплавов модуль упругости 63 ГПа получен в опытном сплаве TNZTS, полностью состоявшем из метастабильного β -твердого раствора. Аналогичное значение модуля упругости зафиксировано в сплаве близкого состава Ti–23Nb–0.7Ta–2Zr–1.2O (ат. %) в работе [21]. Сравнение между собой полученных разными методами значений модуля упругости (E , E' , E_r) показало, что они сопоставимы – разница для одного и того же сплава не превышает 2–6 ГПа и находится в пределах погрешности измерений 3–7%. Исходя из этого следует, что можно проводить сравнение между собой величин модуля упругости, измеренных как с использованием диаграмм растяжения, так и методами динамического механического анализа и микроиндентирования.

Измеренное методом ДМА изменение модуля упругости при нагреве исследуемых сплавов, представлено на рис. 3. Анализ полученных зависимостей показал, что с повышением температуры нагрева сплавов наблюдается преимущественное снижение величины модуля упругости вплоть до максимальной температуры нагрева 550°C (сплавы TZNA, Ti–6Al–4V ELI) и до 280°C (сплав Ti–15Mo). Исключение составляет сплав TNTZS у которого модуль упругости относительно мало, но немонотонно меняется с температурой нагрева. На кривых изменения модуля упругости исследованных сплавов можно выделить ряд температурных интервалов с нелинейным изменением модуля упругости:

– для сплавов TZNA и Ti–6Al–4V ELI фиксируются по два минимума на кривых ДМА в диапазоне температур 80–235°C, 235–335°C (сплав TZNA) и 120–200°C, 265–335°C (сплав Ti–6Al–4V ELI);

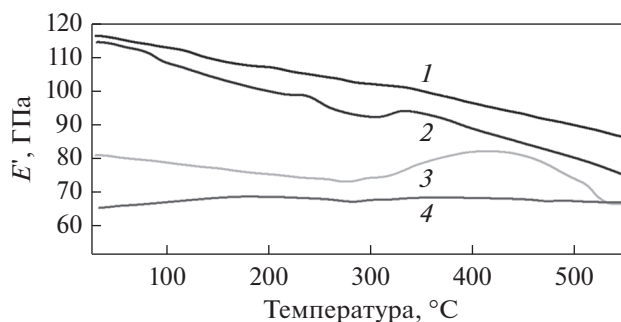


Рис. 3. Кривые ДМА сплавов TZNA (1), Ti–6Al–4V ELI (2), Ti–15Mo (3), TNTZS (4).

– для сплава Ti–15Mo – протяженный максимум в интервале температур 280–540°C.

Наличие двух минимумов на кривых изменения модуля упругости сплавов TZNA, Ti–6Al–4V ELI, мы связываем с протеканием в исходно деформированных сплавах релаксационных процессов, вызванных снятием остаточных деформационных напряжений, а также процессов возврата в α -зернах с разной степенью наклепа (деформированных и первично рекристаллизованных) в сплаве TZNA и в разных структурных составляющих – первичной α -фазе и β -превращенной матрице, в сплаве Ti–6Al–4V ELI. При этом в сплаве TZNA в деформированных α -зернах процесс начинается раньше и ему соответствует низкотемпературный минимум в диапазоне 80–235°C, а в первично рекристаллизованных α -зернах процесс идет при более высоких температурах в области второго минимума при 235–335°C. В сплаве Ti–6Al–4V ELI низкотемпературный минимум при 120–200°C вызван протеканием релаксационных процессов в β -превращенной структуре, а высоко-температурный минимум в диапазоне 265–335°C – релаксационными процессами в первичной α -фазе, так как ее формирование идет при более высокой температуре, чем β -превращенной структуры. Подобный характер изменения модуля упругости на кривой ДМА при нагреве за счет снятия напряжений наблюдали ранее в деформированной латуни [22]. О протекании процессов возврата в деформированных сплавах титана при температуре нагрева около 300°C сообщалось в работе [23]. Природа максимума модуля упругости в диапазоне 280–540°C в сплаве Ti–15Mo, согласно данным [24], связана с протеканием при нагреве в этом диапазоне $\beta \rightarrow \omega$ -превращения, обуславливающего повышение модуля упругости сплава (восходящая ветвь) вследствие того, что ω -фаза имеет наиболее высокий модуль упругости среди фаз титана на основе твердых растворов [11]. Последующее за максимумом снижение модуля упругости вызвано растворением частиц ω -фазы из-за ее нестабильности в системе Ti–Mo при темпера-

турах нагрева выше 440°C в сплаве данного состава [25].

Незначительное изменение модуля упругости (в пределах 5 ГПа) в сплаве TNZTS практически без снижения с повышением температуры вплоть до 550°C представляет своеобразный “элинварный” эффект. Ранее такого рода эффект в сочетании с инвар-эффектом был зафиксирован в сплавах титана близкой системой легирования в [26]. Авторы объясняли его образованием нанодоменной структуры, что приводит к анизотропии термического расширения кристаллической решетки мартенсита [27], способствуя появлению инварного и элинварного эффекта.

При анализе кривых ДМА отмечено, что начальный наклон кривых зависимости модуля упругости от температуры нагрева изменяется от сплава к сплаву (рис. 3). Для количественной оценки этого параметра были рассчитаны относительные изменения модуля упругости с температурой ($\Delta E/\Delta T$) на участке, близком к линейному, расположенному вблизи начала координат, и получены следующие значения “–66,7 МПа/°C” (сплав TZNA), “–47,6 МПа/°C” (сплав Ti–6Al–4V ELI), “–26,9 МПа/°C” (сплав Ti–15Mo), “–7,7 МПа/°C” (сплав TZNTS – в диапазоне 175–300°C). Для исследованных сплавов отмечена следующая корреляция между полученными значениями $\Delta E/\Delta T$ и фазовым состоянием сплава (табл. 1): чем выше содержание β -фазы в структуре, тем ниже абсолютная величина $\Delta E/\Delta T$. Анализ имеющихся литературных данных по изменению модуля упругости в титановых сплавах с температурой нагрева [28] показал, что в интервале температур от комнатной до 250–350°C наиболее высокий коэффициент $\Delta E/\Delta T$ имеют α -сплавы (BT1-0, BT1-00, BT5-1), затем идут псевдо- α -сплавы титана (OT4-0, OT4, OT4-1), ($\alpha + \beta$)-сплавы мартенситного и переходного класса (BT6, BT14, BT23, BT22), а минимальный коэффициент $\Delta E/\Delta T$ имеет β -сплав 4201 (Ti–33Mo). Т.е. с повышением содержания β -стабилизаторов в сплаве и, соответственно, β -фазы в структуре параметр $\Delta E/\Delta T$ уменьшается. Объяснить фиксируемую в нашем случае и в [28] закономерность можно тем, что основные легирующие элементы β -стабилизаторы в исследуемых биосовместимых титановых сплавах (Mo, Nb, Ta, V) имеют температуру плавления выше и коэффициент линейного термического расширения ниже, чем у титана. Это обеспечивает меньшее ослабление сил связи с повышением температуры в β -твердом растворе, обогащенном ими, по сравнению с α -фазой, в которой содержание этих β -стабилизаторов ограничено.

ВЫВОДЫ

Показано, что наблюдаемая структура в исследуемых сплавах определяется степенью легирова-

ния сплавов β -стабилизаторами и условиями окончательной деформации в ($\alpha + \beta$)- или β -области, представляя собой частично рекристаллизованную структуру α -фазы в псевдо α -сплаве TZNA и β -фазы с продуктами распада в ($\alpha + \beta$)-сплаве переходного класса Ti–15Mo, рекристаллизованную β -структуру в сплаве TNZTS и бимодальную структуру из первичной α -фазы и β -превращенной матрицы в ($\alpha + \beta$)-сплаве мартенситного класса Ti–6Al–4V ELI. Сформированная структура и уровень упрочнения сплава, связанный с алюминиевым прочностным эквивалентом, определяют соотношение прочностных и пластических характеристик в исследованных сплавах.

Установлено, что полученные значения модуля упругости исследуемых сплавов, измеренные с использованием диаграмм растяжения, методами динамического механического анализа и микроиндентирования, укладываются в пределы погрешности измерений 3–7%, и можно сравнивать между собой величины модуля упругости, полученные этими методами.

Определено изменение модуля упругости сплавов при нагреве до 550°C и предложено объяснение немонокотного характера изменения модуля упругости в различных температурных интервалах за счет релаксации напряжений и протекания возврата в деформированных сплавах TZNA, Ti–6Al–4V ELI, выделения высокомолекулярной ω -фазы в сплаве Ti–15Mo и проявления “элинварного” эффекта в сплаве TZNTS. Установлена корреляция между величиной параметра $\Delta E/\Delta T$ и содержанием β -фазы в структуре сплавов.

Исследование профинансировано грантом Российского научного фонда (проект № 18-13-00220).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Niinomi M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys // Mater. Sci. Eng. A. 1998. V. 243. № 1–2. P. 231–236.
2. Коллеров М.Ю., Снектор В.С., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Гусев Д.Е., Гуртовая Г.В. Проблемы и перспективы применения титановых сплавов в медицине // Титан. 2015. № 2(48). С. 42–53.
3. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives on Titanium Science and Technology // Acta Mater. 2013. V. 61. № 3. P. 844–879.
4. Wang K. The use of titanium for medical applications in the USA // Mater. Sci. Eng. A. 1996. V. 213. № 1–2. P. 134–137.
5. Илларионов А.Г., Щетников Н.В., Илларионова С.М., Попов А.А. Влияние температуры нагрева на формирование структуры и фазового состава в биосовместимом сплаве Ti–6Al–4V–Eli, подвергнутом равноканальному угловому прессованию // ФММ. 2017. Т. 118. № 3. С. 286–292.
6. Biesiekierski A., Wang J., Mohamed Abdel-Hady Gepreel, Wena C. A new look at biomedical Ti-based shape

- memory alloys // *Acta Biomaterialia*. 2012. V. 8. № 5. P. 1661–1669.
7. Тетюхин В.В., Таренкова Н.Ю., Пузаков И.Ю., Корнилова М.А. Сплав на основе титана. Патент RU 2479657 С1. 2013.
 8. Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications // *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*. 2008. V. 1. P. 30–42.
 9. Ho W.F. A comparison of tensile properties and corrosion behavior of cast Ti–7.5Mo with c.p. Ti, Ti–15Mo and Ti–6Al–4V alloys // *J. Alloys and Compounds*. 2008. V. 464. P. 580–583.
 10. Geeta M., Singh A.K., Asokamani R., Gogia A.K. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopedic implants – A review // *Progress in Mater. Sci.* 2009. V. 54. P. 397–425.
 11. 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.
 12. Yuhua Li, Chao Yang, Haidong Zhao, Shengguan Qu, Xiaoqiang Li, Yuanyan Li. New developments of Ti-Based alloys for Biomedical Applications // *Materials*. 2014. V. 7. № 3. P. 1709–1800.
 13. Shun Guo, Qingkun Meng, Xinging Zhao, Qiuming Wet, Huibin Xu Design and fabrication of metastable β -type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength // *Scientific reports*. 2015. V. 5. P. 14688.
 14. Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д., Браиловский В., Дубинский С.М., Коротницкий А.В., Филонов М.Р., Петржик М.И. Исследование стабильности структуры и сверхупругого поведения термомеханически обработанных сплавов с памятью формы Ti–Nb–Zr и Ti–Nb–Ta // *ФММ*. 2015. № 4. С. 437–448.
 15. Wouters K., Gijzenbergh P., Puers R. Comparison of methods for the mechanical characterization of polymers for MEMS applications // *J. Micromechanics and Microengineering*. 2011. V. 21. P. 115027(11pp).
 16. Sheth N.C., Rathod Y.V., Shenoj P.R., Shori D.D., Rhode R.T., Khadse A.P. Evaluation of new technique of sterilization using biological indicator // *J. Conserv. Dent.* 2017. V. 20. № 5. P. 346–350.
 17. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Мир, 1979. 512 с.
 18. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. V. 122. P. 448–511.
 19. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. 520 с.
 20. Шаболдо О.П., Виторский Я.М., Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Скотникова М.А. Формирование структуры и свойств β -титанового сплава при термомеханической обработке // *ФММ* 2017. Т. 118. № 1. С. 79–84.
 21. Saito T., Furuta T., Hwang J.-H., Kuramoto S., Nishino K., Suzuki N., Chen R., Yamada A., Ito K., Seno Y., Noraka T., Ikehata H., Nagasako N., Iwamoto C., Ikuhara Y., Sakuma T. Multifunctional alloys obtained via a dislocation-free plastic deformation mechanism // *Science*. 2003. V. 18. P. 464–467.
 22. Илларионов А.Г., Логинов Ю.Н., Степанов С.И., Илларионова С.М., Радаев П.С. Изменение структурно-фазового состояния, физических и механических свойств холоднодеформированной свинцовой латуни при нагреве // *МИТОМ*. 2019. № 4(766). С. 39–45.
 23. Obinata I., Nishimura K. On the recrystallization of cold-rolled commercially pure Ti. // *J. Inst. Metals*. 1955/56. V. 84. P. 97–101.
 24. Zháňal P., Harcuba P., Hájek M., Smola B., Stráský J., Šmilauerová J., Veselý J., Janeček M. Evolution of ω phase during heating of metastable β titanium alloy Ti–15Mo // *J. Mater. Sci.* 2018. V. 53. № 1. P. 837–845.
 25. Moffat D.L., Kattner U.R. The stable and metastable Ti–Nb phase diagrams // *Met. Trans.* 1988. V. 19 A. № 10. P. 2389–2397.
 26. Wang Y., Gao J., Wu H., Yang S., Ding X., Wang D., Gao J. Strain glass transition in a multifunctional β -type Ti alloy // *Scientific Reports*. 2014. V. 4. P. 1–5.
 27. Демаков С.Л., Степанов С.И., Илларионов А.Г., Рыжков М.А. Анизотропия термического расширения орторомбического мартенсита в двухфазном титановом сплаве // *ФММ*. 2017. Т. 118. № 3. С. 278–285.
 28. Глазунов С.Г., Мусеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.