

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295'293:539.374

СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА,  
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ  
СИСТЕМЫ Ti–Nb

© 2019 г. А. Г. Илларионов<sup>а</sup>, \*, С. В. Гриб<sup>а</sup>, С. М. Илларионова<sup>а</sup>, А. А. Попов<sup>а</sup>

<sup>а</sup>ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
620002 Россия, Екатеринбург, ул. Мира 19

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

Поступила в редакцию 29.05.2018 г.

После доработки 22.08.2018 г.

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа, микроиндентирования изучено изменение структуры, фазового состава, модуля упругости и твердости в сплавах системы Ti–(9.6–34) ат. % Nb после закалки в воду от температур нагрева, соответствующих  $\beta$ -области. Показана взаимосвязь между уровнем физико-механических свойств (модуль упругости, микротвердость) и объемной долей фиксируемых метастабильных фаз в закаленных из  $\beta$ -области сплавах системы Ti–Nb. Отмечено, что образование при закалке сплава Ti–13.3 ат. % Nb  $\omega$ -фазы аномальной морфологии в виде массивных пластин приводит к получению максимальных значений модуля упругости и микродюротметрических характеристик. Обоснован рост модуля упругости метастабильного  $\beta$ -твердого раствора при повышении содержания ниобия в сплавах за счет уменьшения среднего расстояния между атомами типа ниобий-ниобий в ОЦК-решетке. Рассмотрена принципиальная возможность расчета модуля упругости закаленных сплавов системы Ti–Nb, исходя из аддитивного вклада модулей упругости, фиксируемых при закалке фаз, пропорционально их объемной доле.

**Ключевые слова:** система Ti–Nb, закалка, структура, фазовый состав, модуль упругости, твердость

**DOI:** 10.1134/S0015323019020050

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы Ti–Nb характеризует высокая коррозионная стойкость, удельная прочность, хорошая технологическая пластичность, биосовместимость с живыми тканями и возможность получения низкого модуля упругости [1]. Благодаря этим свойствам титан-ниобиевые сплавы являются предметом многолетних исследований различных научных групп как основа для функциональных биомеханически совместимых низко-модульных сплавов для медицины [2–4] вместо двухфазных сплавов титана типа Ti–6–4ElI [5]. Получение низкого модуля упругости двойных Ti–Nb-сплавов во многом определяется наличием и объемной долей метастабильных фаз ( $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ ), фиксируемых в структуре при закалке [1, 4, 6, 7]. Наиболее подробное исследование влияния ниобия на фазовый состав закаленных Ti–Nb-сплавов и модуль упругости было проведено С.Г. Федотовым с сотрудниками [4, 8, 9]. В этих работах показано, что относительно низкий модуль упругости характерен для  $\alpha'$ -мартенсита с орторомбической решеткой и метастабильной  $\beta$ -фазы с ОЦК-решеткой. Присутствие в структуре  $\omega$ -фазы с гексаго-

нальной решеткой способствует росту модуля упругости. Проведенные более поздние экспериментальные исследования в этом направлении [6, 7, 10], а также расчеты из первых принципов [11, 12] дали хорошее качественное соответствие с работами Федотова С.Г. Следует отметить, что в экспериментальных работах по изучению взаимосвязи фазового состава при закалке и модуля упругости системы Ti–Nb обнаруживаемые частицы  $\omega$ -фазы были достаточно дисперсными и не превышали 5–10 нм. В работах [13, 14] в сплавах Ti–23 мас. (13.3 ат. %) Nb, Ti–12 мас. (11 ат. %) V нами были обнаружены выделения атермической  $\omega$ -фазы аномальной морфологии – в виде массивных выделений “плотового” строения, и рассмотрены условия ее образования. Полученные ранее данные по изменению модуля упругости закаленных сплавов системы Ti–Nb [4–10] либо не включали состав, при котором мы наблюдали формирование аномальной массивной  $\omega$ -фазы, либо в них фиксировалась другая структура, что может быть связано с некоторыми различиями в условиях проведения эксперимента. При этом можно отметить, что вблизи состава Ti–13.3 ат. % Nb зави-

симось модуля упругости [4], а также твердости [13] имела максимум. Следует отметить, что в литературе нет однозначного объяснения, чем вызвано различие модулей упругости  $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ -фаз. В связи с этим в настоящей работе проведены исследования по влиянию фиксируемого при закалке фазового состава в сплавах системы Ti–Nb на формирование физико-механических свойств (модуля упругости и микротвердости), включая сплав с “плотовой”  $\omega$ -фазой.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

В качестве объекта исследования использовали титан-ниобиевые сплавы, содержащие от 9.6 до 34.0 ат. % Nb и полученные вакуумно-дуговым переплавом, а затем подвергнутые гомогенизации и последующей деформационной обработке. Окончательная обработка исследуемых сплавов представляла собой закалку. Нагрев полученных образцов под закалку осуществляли в печах электросопротивления с воздушной атмосферой до температур, соответствующих однофазной  $\beta$ -области, выдерживали в течение 1 ч, а затем проводили охлаждение в воду. Исследование структуры и фазового состава закаленных сплавов осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM-200CX и рентгено-структурного фазового анализа (РСФА) на дифрактометре Bruker D8 Advance в фильтрованном медном  $K_{\alpha}$ -излучении в интервале углов  $2\theta = 30^{\circ}–80^{\circ}$ . Микротвердость образцов измеряли с использованием специальной приставки к прибору Neophot-21, при нагрузке 1Н. Определение модуля упругости осуществляли методом микроиндентирования на приборе CSM Instrument с нагрузкой 9 Н, скоростью нагружения / разгрузки 18 Н/мин, временем выдержки под нагрузкой 20 с, а так же методом динамического механического анализа (ДМА) на приборе DMA 242 C фирмы NETZSCH по схеме трехточечного изгиба нагрузкой в 2 Н с частотой 1 Гц.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

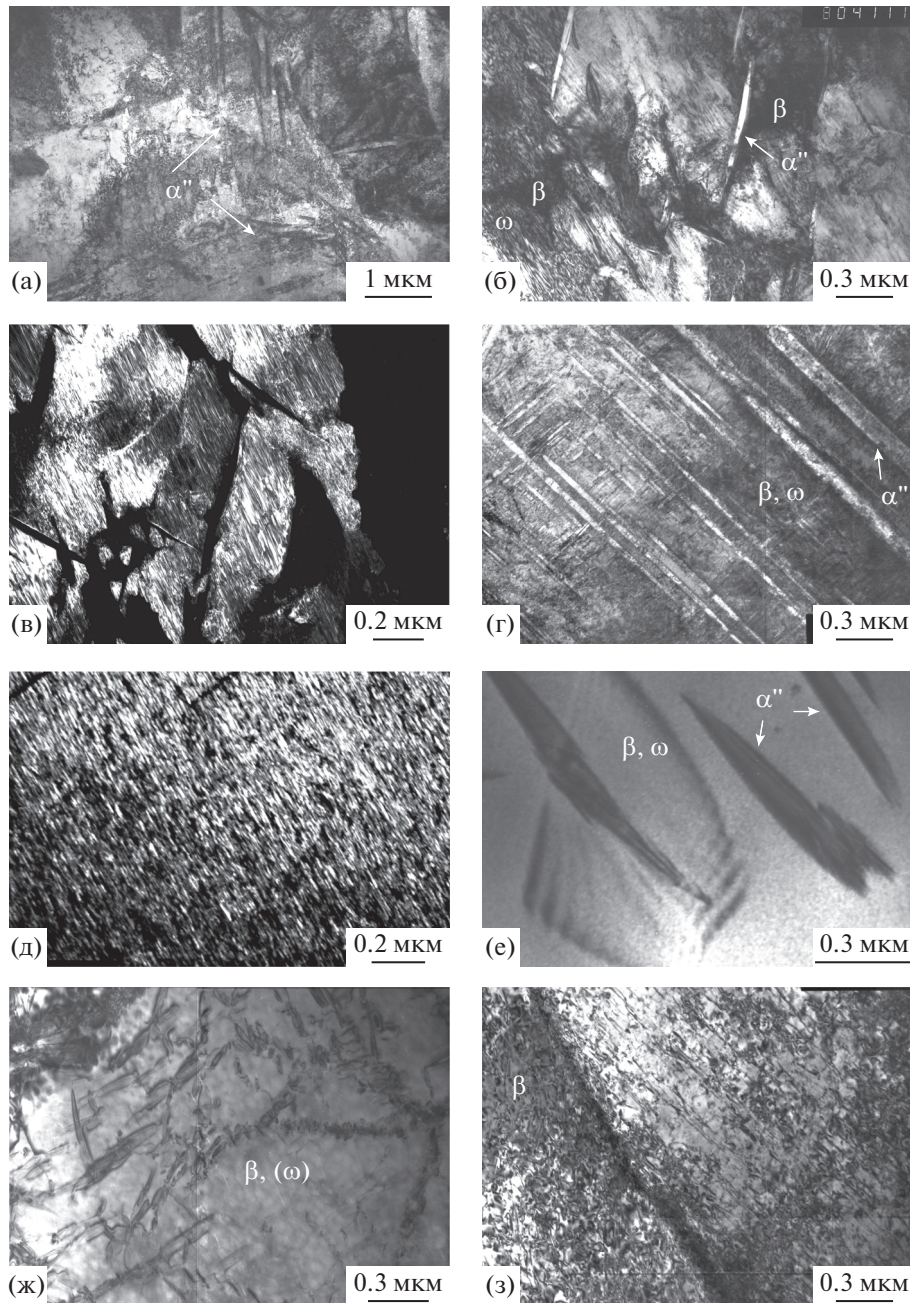
Структура закаленных сплавов с 9.6; 13.3; 18.1; 24.0; 29.7 и 34.0 ат. % ниобия представлена на рис. 1. В сплаве Ti–9.6Nb после закалки наблюдали преимущественно  $\alpha''$ -мартенсит, в виде пластин с большим количеством дислокаций, часть пластин была двойникована (рис. 1а). Между мартенситными пластинами фиксируются тонкие матричные  $\beta$ -прослойки. В структуре закаленного сплава Ti–13.3Nb преобладает  $\omega$ -фаза аномальной морфологии в виде пластин размером в несколько микрон с характерным дифракционным контрастом типа “плот” (рис. 1б, 1в) природа которого рассмотрена в работах [13, 14]. Коли-

чество остаточной  $\beta$ -фазы и  $\alpha''$ -мартенсита в этом сплаве суммарно не превышает 10%. Характерной особенностью сплава Ti–18.1Nb является наличие двух типов областей (рис. 1г, 1д) с различной структурой. Области первого типа имеют структуру, состоящую из пакетов двойникового  $\alpha''$ -мартенсита в  $\beta$ -матрице. В областях второго типа наблюдается выделение дисперсных частиц  $\omega$ -фазы в  $\beta$ -матрице. В сплаве с 24.0 ат. % ниобия при закалке в структуре фиксируются очень дисперсные  $\omega$ -частицы, равномерно распределенные в  $\beta$ -матрице и дающие характерный дифракционный контраст, а так же единичные тонкие пластины  $\alpha''$ -мартенсита (рис. 1е). В сплавах Ti–29.7Nb, Ti–34.0Nb после закалки в структуре присутствует только матричный метастабильный  $\beta$ -твердый раствор с небольшим количеством дислокаций (рис. 1ж, 1з). Наблюдаемое в зависимости от содержания ниобия изменение фазового состава исследуемых сплавов при закалке имеет хорошее соответствие с данными РСФА (рис. 2) и данными по изменению положения точек  $M_s$  и  $T_{\omega}$  в системе Ti–Nb [15].

Анализ изменения периодов решеток фаз, фиксируемых при закалке, в исследуемых сплавах (рис. 3) показал, что с повышением содержания ниобия наблюдается незначительный рост периода решетки  $\beta$ -твердого раствора, увеличение “ромбичности” решетки  $\alpha''$ -мартенсита, и небольшое уменьшение периодов решетки  $\omega$ -фазы. Это не противоречит результатам более ранних исследований [15, 16], а полученные значения близки к значениям периодов решеток фиксируемых фаз в сплавах с близким содержанием ниобия [15].

По данным РСФА и ПЭМ нами была проведена оценка изменения объемной доли метастабильных фаз, фиксируемых при закалке, и построена соответствующая диаграмма фазового состояния закаленных сплавов системы Ti–Nb (рис. 4). Аналогичный характер изменения объемных долей метастабильных фаз при закалке наблюдали авторы работы [17] в сплавах титана с другим  $\beta$ -изоморфным стабилизатором ванадием.

Максимум микротвердости и модуля упругости (рис. 5) приходится на сплав Ti–13.3Nb, в котором зафиксирована максимальная объемная доля  $\omega$ -фазы аномальной морфологии в виде массивных выделений (см. рис. 1в). Уменьшение объемной доли  $\omega$ -фазы и, соответственно, рост объемной доли метастабильного  $\beta$ -твердого раствора в сплавах Ti–(18.1–34.0)Nb с более высоким содержанием ниобия, а в сплаве Ti–9.6Nb с более низким содержанием ниобия рост объемной доли  $\alpha''$ -мартенсита, приводит к снижению микродюрметрических характеристик относительно максимума, достигнутого в сплаве Ti–13.3Nb. Аналогичные результаты получены в работе [18] для



**Рис. 1.** Микроструктура сплавов системы Ti–Nb, закаленных из  $\beta$ -области: а – 9.6% Nb; б, в – 13.3% Nb; г, д – 18.1% Nb; е – 24.0% Nb; ж – 29.7% Nb; з – 34.0% Nb. в – темное поле в рефлексе  $(001)_{\omega}$ ; д – темное поле в рефлексе  $(011)_{\omega}$

закаленных сплавов системы Ti–V, где нами для сплава Ti–11V в области максимальных значений микротвердости также обнаружено существование  $\omega$ -фазы аномальной массивной морфологии [14].

Наиболее полные данные по изменению модуля упругости сплавов системы Ti–Nb приведены в [4], но, как отражено во введении, в его работе не был изучен состав, при котором мы наблюдаем образование аномальной массивной  $\omega$ -фазы. Поэтому мы посчитали целесообразным построить

обобщенную зависимость изменения модуля упругости системы Ti–Nb, включая данные настоящего исследования, работы [4] и более поздних исследований [1, 6, 7, 19–22] (рис. 5).

Из рис. 5 наглядно видно, что сплав с аномальной массивной  $\omega$ -фазой имеет более высокие характеристики модуля упругости, чем сплавы иного состава [4]. Наблюдаемые различия можно было бы объяснить различием методик определения модуля упругости в работе [4] и настоящей рабо-

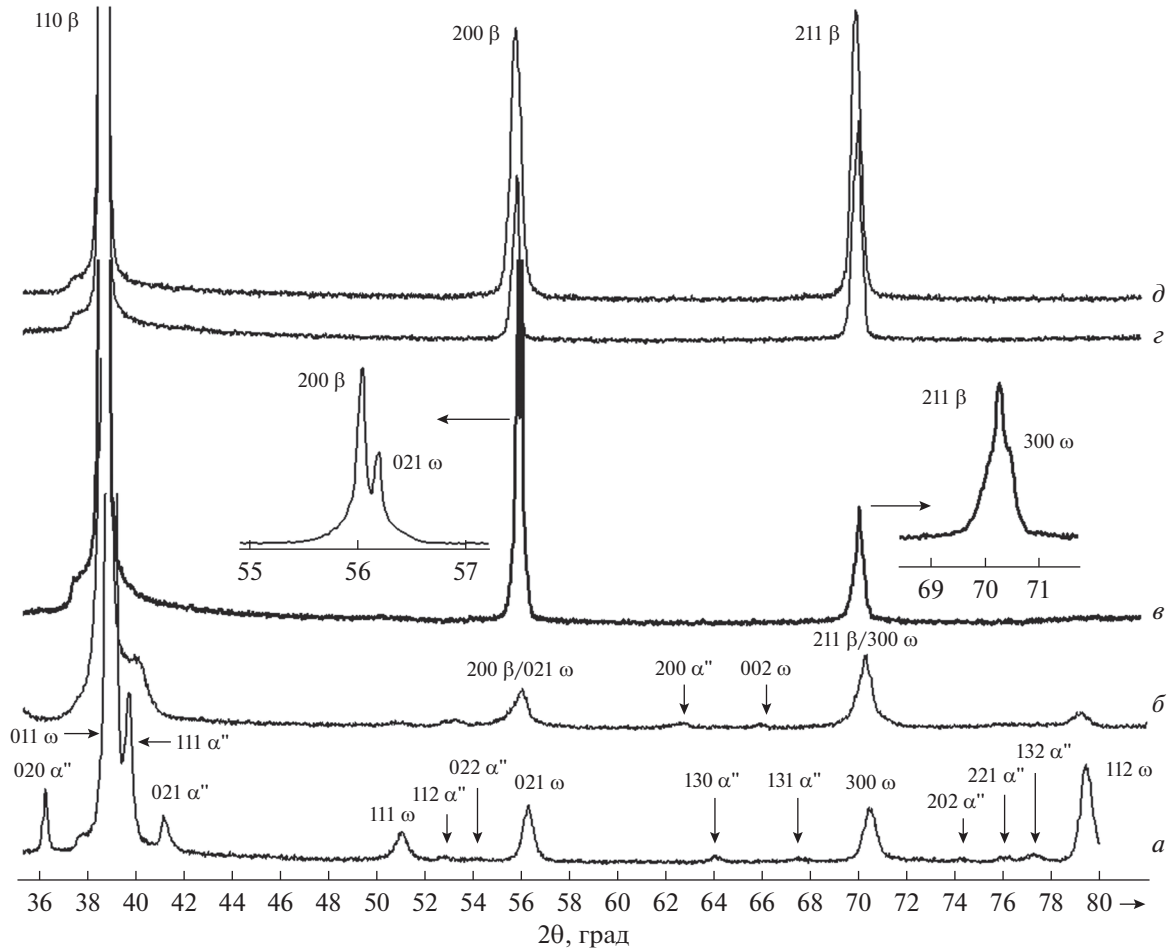


Рис. 2. Дифрактограммы сплавов системы Ti–Nb, закаленных из  $\beta$ -области: а – 13.3% Nb; б – 18.1% Nb; в – 24.0%; г – 29.7% Nb; д – 34.0% Nb.

те, что, как известно, может давать разницу в получаемых результатах. Но в данном случае, если такого рода разница и есть, то она, скорее всего не превышает 2–3 ГПа, так как измерения, проведенные на сплавах (Ti–18.1Nb (Ti–30 мас. % Nb), Ti–34.0Nb (Ti–50 мас. % Nb)), аналогичных по составу исследованным С.Г. Федотовым и другими авторами, дали именно такие отклонения.

Из полученной зависимости также следует, что минимальные значения модуля упругости среди исследованных в настоящей работе сплавов характерны для сплава Ti–9.6Nb, имеющего в структуре практически один  $\alpha''$ -мартенсит – 64 ГПа. Несколько более высокие значения – 66 ГПа имеет сплав Ti–29.7Nb с содержанием ниобия, позволяющим фиксировать в структуре при закалке только метастабильный  $\beta$ -твердый раствор (см. рис. 2).

Для того чтобы оценить какие характеристики метастабильных фаз ( $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ ) могут быть ответственны за наблюдаемый различный уровень модуля упругости исследуемой системы рассмотрим параметры, определяющие величину модуля

упругости. В книге [23] показано, что в первом приближении модуль упругости  $E$  можно вычислить по формуле  $E = 3K(1 - 2\nu)$ , где  $K$  – объемный модуль упругости, рассчитываемый через вторую производную потенциала парного взаимодействия ( $\phi''(0)$ ) и кратчайшее межатомное расстояние в кристаллической решетке ( $b$ ):  $K \approx \phi''(0)/b$ , и  $\nu$  – коэффициент Пуассона. Исходя из этого, следует, что характерным параметром, связывающим кристаллическую решетку фиксируемых фаз и модуль упругости, является кратчайшее межатомное расстояние в кристаллической решетке, которое можно выразить через минимальный эффективный радиус атома ( $R$ ) в ней ( $b = 2R$ ). Минимальный эффективный радиус атома ( $R$ ) был рассчитан, исходя из представления кристаллических решеток в виде модели жестких сфер [24]. В исследуемых кристаллических решетках  $R$  определялся, на основании расчета расстояний в наиболее плотноупакованных направлениях исследуемых фаз ( $\langle 110 \rangle_{\alpha''}$ ,  $\langle 111 \rangle_{\beta}$ ,  $\langle 0001 \rangle_{\omega}$ ) и соответствующего количества уложенных вдоль этого

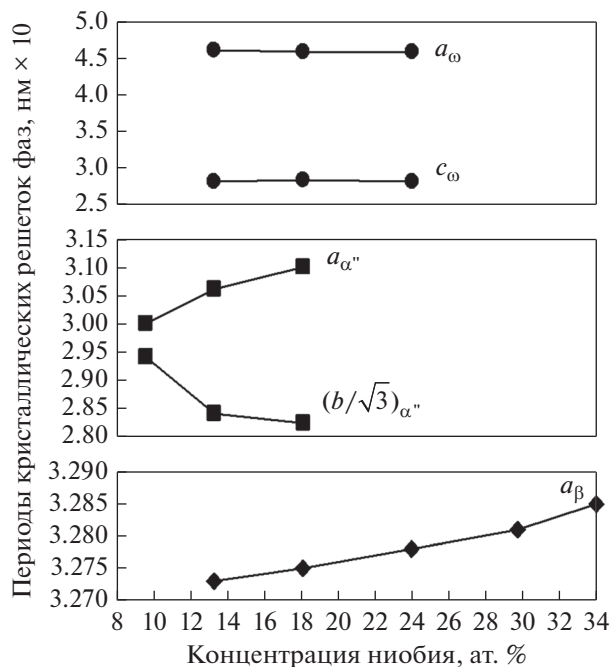


Рис. 3. Изменение периодов решеток фаз в системе Ti–Nb после закалки.

направления радиусов атомов в элементарной ячейке по следующим формулам:

$$R_{\alpha''} = \frac{\sqrt{a^2 + b^2}}{4}; \tag{1}$$

$$R_{\omega} = \frac{c}{2}; \tag{2}$$

$$R_{\beta} = \frac{a\sqrt{3}}{4}, \tag{3}$$

где  $a, b, c$  – соответствующие периоды решеток фаз, а число в знаменателе соответствует количеству радиусов атомов, уложенных вдоль наиболее плотноупакованного направления в элементарной ячейке соответствующей фазы.

На рис. 6 представлены совместно данные по изменению значений модуля упругости, микротвердости, а также минимального эффективного радиуса атома и удельного объема, приходящегося на один атом, рассчитанные по данным РСФА, для закаленных из  $\beta$ -области сплавов Ti–9.6Nb, Ti–13.3Nb, Ti–29.7Nb, Ti–34.0Nb, имеющих в структуре после закалки преимущественно  $\alpha''$ ,  $\omega$  и  $\beta$ -фазы соответственно (рис. 4).

Как видно из рис. 6, прослеживается четкая зависимость: модуль упругости выше в сплавах, содержащих в основном фазы, у которых меньше значения удельного объема и минимального эффективного радиуса атома, т.е. имеющих более плотное расположение атомов. Это вполне логично, так как чем меньше расстояние между ато-

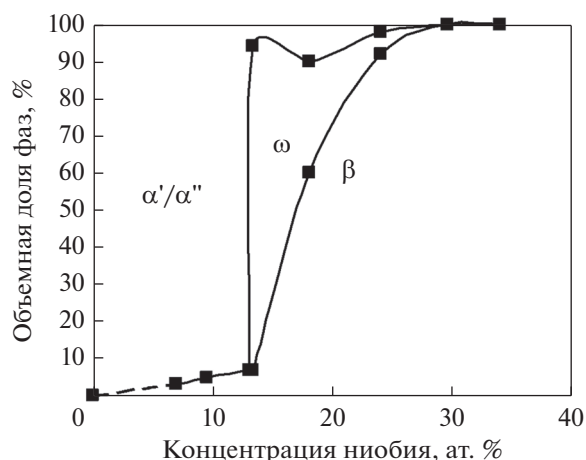


Рис. 4. Диаграмма фазового состояния закаленных сплавов системы Ti–Nb.

мами в решетке, тем сильнее может быть межатомное взаимодействие, одной из характеристик которого можно считать модуль упругости. Следует отметить, что эта закономерность не выполняется для сплавов на основе  $\beta$ -твердого раствора (Ti–29.7Nb, Ti–34.0Nb) (см. рис. 6).

В данном случае, с повышением содержания ниобия растет как модуль упругости, так и удельный объем, и минимальный эффективный радиус атома. Такое нарушение зафиксированных выше зависимостей, на наш взгляд, связано с тем, что, как следует из вышеприведенного анализа формулы для расчета модуля упругости, на  $E$  влияет не только величина кратчайшего межатомного расстояния в кристаллической решетке, но и потенциал парного взаимодействия между атомами. С увеличением содержания ниобия в сплавах, закаливаемых на  $\beta$ -твердый раствор, в ОЦК-решетке происходит уменьшение характерного расстоя-

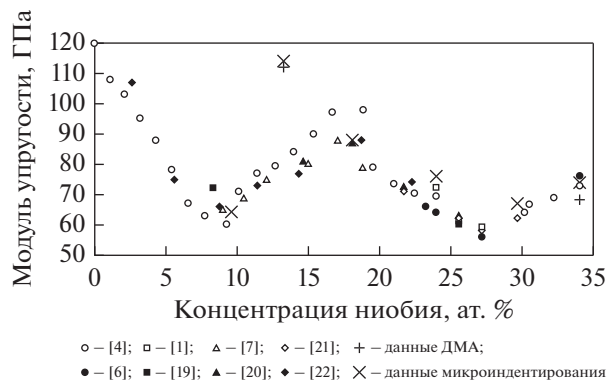


Рис. 5. Изменение модуля упругости закаленных сплавов системы Ti–Nb по данным работ [1, 4, 6, 7, 19–22] и по данным ДМА и микроиндентирования настоящей работы.

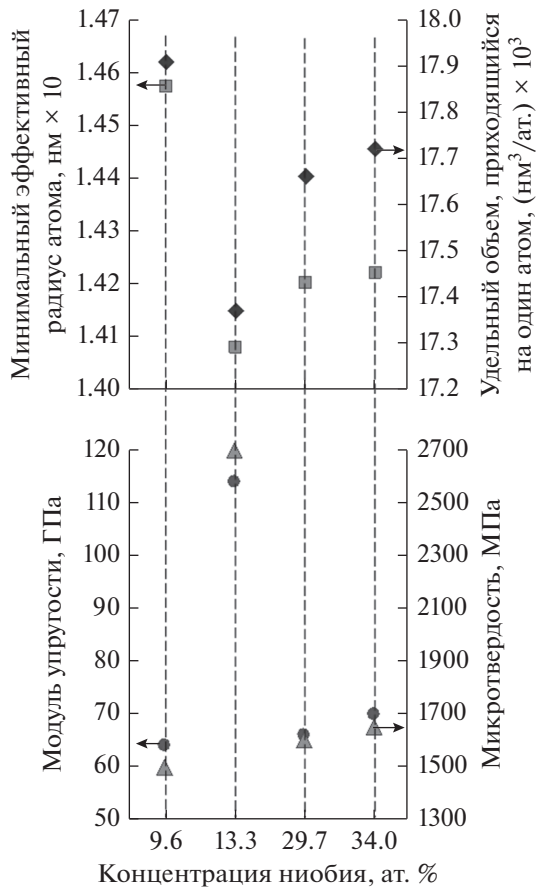


Рис. 6. Величина в закаленных сплавах системы Ti–Nb модуля упругости (●), микротвердости (▲), а также минимального эффективного радиуса атома (■) и удельного объема, приходящегося на один атом метастабильных фаз (◆), преобладающих при закалке.

яния между атомами ниобия, что способствует увеличению количества наиболее прочных связей ниобий-ниобий, по сравнению со связями титан-титан, титан-ниобий. Это хорошо иллюстрирует следующая зависимость (рис. 7).

При содержании ниобия менее 25 ат. % (40 мас. %) атомы ниобия могут располагаться в пределах третьей координационной сферы друг от друга, то есть на расстоянии ( $r$ ) около  $\sqrt{2}a$ . При содержании ниобия в концентрационном интервале от 25 до 50 ат. %, они уже находятся в пределах второй координационной сферы друг от друга, т.е. на расстоянии периода “ $a$ ” кристаллической решетки. А при содержании ниобия более 50 ат. %, атомы ниобия будут уже взаимодействовать в первой координационной сфере, т.е. на кратчайшем межатомном расстоянии –  $(\sqrt{3}/2)a$ . Средний модуль упругости ниобия с ОЦК-решеткой (106.2 ГПа [23]) в 1.5–1.7 раза выше, чем у метастабильных  $\beta$ -твердых растворов на основе титана, содержащих 25–30 ат. % Nb (см. рис. 5). Поэтому незна-

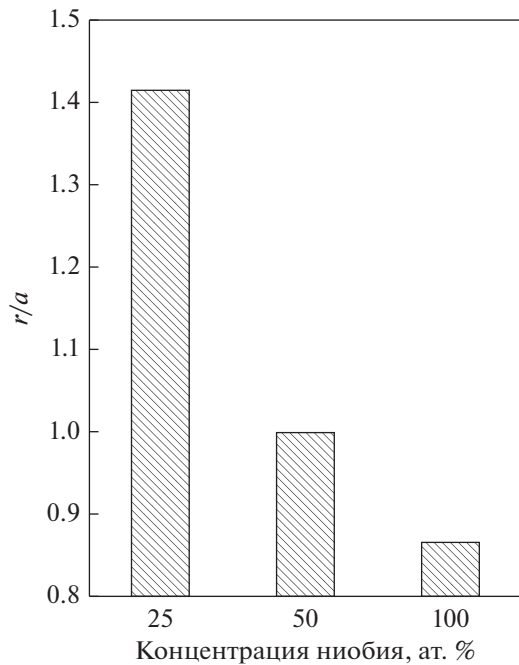


Рис. 7. Среднее расстояние между атомами ниобия в ОЦК-решетке, выраженное в периодах решетки ( $r/a$ ), в зависимости от содержания Nb в сплаве.

чительное увеличение кратчайшего межатомного расстояния при повышении содержания ниобия в  $\beta$ -твердом растворе закаленных Ti–Nb сплавов в меньшей степени способствует понижению модуля упругости, чем его рост в результате усиления вклада парного межатомного взаимодействия ниобий-ниобий. Это объяснение хорошо согласуется с результатами расчетов модуля упругости системы Ti–Nb из первых принципов [11].

Для оценки модуля упругости многофазных систем, в частности композитов, часто используется так называемое “правило смесей”, основанное на аддитивности вклада в общий модуль материала модулей отдельных фаз (компонентов), пропорционально их объемной доле [24]. Используя данный подход и исходя из того, что исследованные в работе сплавы Ti–9.6Nb и Ti–29.7Nb имели близкое к однофазному  $\alpha'$  и  $\beta$ -состояние, соответственно, а также допуская, что модуль упругости этих фаз незначительно изменяется в области существования  $\omega$ -фазы, была предпринята попытка расчета модуля упругости массивной  $\omega$ -фазы в сплаве Ti–13.3 Nb на основании рассчитанных объемных долей фаз ( $V$ ) по следующей формуле:

$$E_{\omega} = (E_{\text{сплава}} - E_{\alpha'}V_{\alpha'} - E_{\beta}V_{\beta})/V_{\omega}, \quad (4)$$

где  $E_{\text{сплава}} = 114$  ГПа;  $E_{\beta} = 66$  ГПа;  $E_{\alpha'} = 64$  ГПа;  $V_{\omega} = 90\%$ ;  $V_{\beta} = 7\%$ ;  $V_{\alpha'} = 3\%$ .

На основании этого расчета было получено, что  $E_{\omega} = 120$  ГПа. Аналогичное значение модуля

упругости зафиксировано для сплава Ti–V [8] с объемной долей  $\omega$ -фазы, близкой к 100% и также имеющей аномальное массивное строение [14]. Используя подход аддитивности к расчету модуля упругости и полученные значения модулей упругости метастабильных фаз, был проведен расчет модуля упругости и исследованных сплавов Ti–18.1Nb, Ti–24.0Nb с различным соотношением фазовых составляющих (рис. 4). Расчет дал следующие значения: в сплаве Ti–18.1Nb –  $E_{\text{расч}} = 81$  ГПа, в сплаве Ti–24.0Nb –  $E_{\text{расч}} = 69$  ГПа. Сравнение расчетных и экспериментальных данных (см. рис. 5) показывает, что они сопоставимы между собой с погрешностью около 5%. По-видимому, такая методика расчета модуля может быть применима как для оценки значений модуля упругости титановых сплавов, так и, наоборот, для расчета объемных долей и модулей упругости отдельных фаз по результатам измерений модуля упругости сплавов различного фазового состава.

## ВЫВОДЫ

1. Показана взаимосвязь между уровнем физико-механических свойств (модуль упругости, микротвердость) и объемной долей фиксируемых метастабильных фаз в закаленных из  $\beta$ -области сплавах системы Ti–Nb.

2. Обнаружено, что образование при закалке сплава Ti–13.3Nb  $\omega$ -фазы аномальной морфологии в виде массивных пластин приводит к получению максимальных значений модуля упругости и микродюротрических характеристик.

3. Установлена корреляция между уровнем значений модуля упругости и кратчайшим межатомным расстоянием в различных метастабильных фазах ( $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ ) в системе Ti–Nb.

4. Обосновано, что с повышением содержания ниобия увеличение модуля упругости в однофазном метастабильном  $\beta$ -состоянии связано с уменьшением среднего расстояния между атомами типа ниобий-ниобий в ОЦК-решетке.

5. Показана принципиальная возможность расчета модуля упругости закаленных сплавов системы Ti–Nb, исходя из аддитивного вклада модулей упругости, фиксируемых при закалке фаз, пропорционально их объемной доле.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-13-00220).

Авторы признательны программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентноспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006 за финансирование приобретения прибора для микроиндентирования.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ozaki T., Matsumoto H., Watanabe S., Hanada S. Beta Ti alloys with low Young's modulus // Mater. Trans. 2004. V. 45. № 8. P. 2776–2779.
2. Гриб С.В., Илларионов А.Г., Попов А.А., Ивасишин О.М. Разработка и исследование структуры, физико-механических свойств низкомолекулярных сплавов системы Ti–Zr–Nb // ФММ. 2014. Т. 115. № 6. С. 638–647.
3. Штремель В.А., Прокошкин С.Д., Браиловский В., Дубинский С.М., Коротицкий 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. Т. 116. № 4. С. 437–448.
4. Федотов С.Г., Белоусов О.К. Упругие постоянные в системе титан–ниобий // ФММ. 1964. Т. 17. № 5. С. 732–736.
5. Илларионов А.Г., Шетников 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. Matsumoto H., Watanabe S., Masahashi N., Hanada S. Composition dependence of Young's modulus in Ti–V, Ti–Nb, and Ti–V–Sn alloys // Met. and Mater. Trans. A. 2006. V. 37 (11). P. 3239–3249.
7. Bönisch M., Calin M., Humbeeck J., Skrotzki W., Eckert J. Factors influencing the elastic moduli, reversible strains and hysteresis loops in martensitic Ti–Nb alloys // Materials Science and Engineering C. 2015. V. 48. P. 511–520.
8. Федотов С.Г., Белоусов О.К. Упругие свойства сплавов титана с молибденом, ванадием и ниобием // ДАН СССР. 1963. Т. 150. № 1. С. 77–89.
9. Федотов С.Г., Белоусов О.К. Упругие свойства многокомпонентных сплавов титана с молибденом, ванадием и ниобием // ДАН СССР. 1964. Т. 155. № 6. С. 1387–1390.
10. Lee C.M., Ju C.F., Chern Lin J.H. Structure–property relations of cast Ti–Nb alloys // J. Oral Rehabilitation. 2002. V. 29. P. 314–322.
11. Ikehata H., Nagasako N., Furuta T., Fukumoto A., Miwa K., Saito T. First-principles calculations for development of low elastic modulus Ti alloys // Physical Review B. 2004. V. 70. P. 174113.
12. Sun J., Yao Q., Xing H., Guo W.Y. Elastic properties of  $\beta$ ,  $\alpha''$  and  $\omega$  metastable phases in Ti–Nb alloy from first-principles // J. Phys.: Condens. Matter. 2007. V. 19. № 48. P. 486215.
13. Попов А.А., Ильин А.А., Илларионов А.Г., Елкина О.А., Коллеров М.Ю. Исследование фазовых превращений в закаленных сплавах системы титан–ниобий // ФММ. 1994. Т. 78. № 2. С. 119–125.
14. Илларионов А.Г., Попов А.А., Гриб С.В., Елкина О.А. Особенности формирования омега-фазы в сплавах титана при закалке // МИТОМ. 2010. № 10. С. 39–44.
15. Moffat D.L., Larbalestier D.C. The competition between martensite and omega in quenched Ti–Nb alloys // Met. Trans. 1988. V. 19 A. № 7. P. 1677–1686.

16. Федотов С.Г., Константинов К.М., Кокнаев Р.Г., Синодова Е.П. Структура, свойства и распад мартенсита титаново-ниобиевых сплавов // В кн.: Сплавы титана с особыми свойствами. М.: Наука, 1982. С. 29–33.
17. Aurelio G., Guillermet A.F., Cuello G.J., Campo J. Metastable phases in the Ti–V system: part I. Neutron diffraction study and assessment of structural properties // Met. and Mater. Trans. A. 2002. V. 33 A. P. 1307–1317.
18. Banerjee R., Collins P.C., Bhattacharyya D., Banerjee S., Fraser H. Microstructural evolution in laser deposited compositionally graded  $\alpha/\beta$  titanium–vanadium alloys // Acta Mater. 2003. V. 51. P. 3277–3292.
19. Guo Y., Georgarakis K., Yokoyama Y., Yavari A.R. On the mechanical properties of TiNb based alloys // J. Alloys Compd. 2013. V. 571. P. 25–30.
20. Mantani Y., Tajima M. Effect of ageing on internal friction and elastic modulus of Ti–Nb alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2006. V. 442 (1–2). P. 409–413.
21. Hanada S., Ozaki T., Takahashi E., Watanabe S., Yoshimi K., Abuyima T. Composition dependence of Young's modulus in beta titanium binary alloys // Mater. Sci. Forum. 2003. P. 426–432 : 3103–3108.
22. Aleixo G.T., Afonso C.R.M., Coelho A.A., Caram R. Effects of Omega Phase on Elastic Modulus of Ti–Nb Alloys as a Function of Composition and Cooling Rate // Solid State Phenomena. 2008. V. 138. P. 393–398.
23. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. I. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 280 с.
24. Арзамасов Б.Н., Макаров В.И., Мухин Г.Г. и др. Материаловедение. Под общ. ред. Арзамасова Б.Н., Мухина Г.Г. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 648 с.