



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Формирование однофазной рекристаллизованной структуры в сплавах с естественным эливарным поведением на основе титана методом термомеханической обработки

Александра Баранова^{a, *}, Анастасия Скирпичникова^b, Олег Страхов^c, Андрей Базлов^d,
Ольга-Лилия Елисеева^e, Сергей Дубинский^f

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Ленинский проспект 4, с. 1, г. Москва, 119049, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-1470-4282>,  baranova.al.pavlovna@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0002-1664-7039>,  skirpichnikova@internet.ru;
^c  <https://orcid.org/0009-0007-9603-2398>,  strakhovo2018@gmail.com; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0409-1056>,  bazlov@misis.ru;
^e  <https://orcid.org/0009-0004-2162-2906>,  eliseeva.olli@gmail.com; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-5719-5932>,  dubinskiy.sm@misis.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.53

История статьи:

Поступила: 26 января 2026
 Рецензирование: 04 февраля 2026
 Принята к печати: 14 марта 2026
 Доступно онлайн: 15 июня 2026

Ключевые слова:

Титановые сплавы
 Эливарные сплавы
 Термомеханическая обработка
 Продольная прокатка
 Холодная прокатка
 Горячая прокатка
 Структурообразование
 Фазовый анализ

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 25-73-10041, <https://rscf.ru/project/25-73-10041/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Создание нового класса немагнитных коррозионно-стойких материалов с постоянными упругими свойствами в широком интервале температур, т. е. с эливарным поведением, является актуальной задачей при переходе к передовым интеллектуальным производственным технологиям и роботизированным системам. Для решения этой задачи необходимо создать технологическую цепочку получения слитков стабильных β -титановых сплавов с эливарным поведением, а также представляется перспективным получение стабильной рекристаллизованной структуры сплавов в широком интервале температур. Все это позволит использовать данный класс материалов для изготовления упругих элементов, функционирующих в колебательных измерительных системах, для авиакосмической и других высокотехнологических областей. **Цель работы** заключалась в исследовании возможности получения рекристаллизованной структуры β -фазы в сплавах систем Ti-Nb-Zr, Ti-Nb и Ti-Mo с эливарным поведением нового типа методами термомеханической обработки. Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи: (1) получение слитков стабильных β -титановых потенциально эливарных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo (Ti-12,6Mo), Ti-15Mo и Ti-20Mo; (2) разработка технологической цепочки, в ходе которой будет сформирована рекристаллизованная равноосная структура β -фазы без следов иных фаз, поскольку эливарное поведение нового типа является структурно нечувствительным; (3) исследование структурно-фазового состояния сплавов с потенциально естественным эливарным поведением и установление закономерностей влияния размера зерна от количества легирующего элемента. **Методы исследования.** Объектом исследования являлись слитки эливарных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo (ат. %). Слитки были выплавлены в электродуговой печи с вольфрамовым электродом. Затем образцы были подвержены термомеханической обработке по схеме: продольная горячая прокатка (истинная логарифмическая деформация $\epsilon = 0,3$), гомогенизационный отжиг, продольная холодная прокатка (истинная логарифмическая деформация $\epsilon = 0,67$) и последеформационный отжиг. Отжижки проводили при 1000 °С в течение 30 минут в аргоне с последующей закалкой в воде. Структурно-фазовое состояние образцов было исследовано методами оптической и электронной микроскопии, рентгенодифракционного анализа и энергодисперсионной спектроскопии. Средний размер зерна определяли методом случайных секущих. **Результаты и обсуждение.** Получены слитки стабильных β -титановых эливарных сплавов, которые характеризуются высокой степенью химической однородности и соответствием заданному составу по всему сечению. Установлено, что предложенный режим термомеханической обработки для данных сплавов приводит к формированию однофазной рекристаллизованной структуры, представленной равноосными зёрнами β -фазы. Показано, что во всех сплавах размер зёрен варьируется от $22,6 \pm 1,4$ до $68,1 \pm 3,7$ мкм. В двойных сплавах систем Ti-Nb и Ti-Mo прослеживается уменьшение размера зерна при увеличении содержания Nb и Mo (для Nb: от $57,8 \pm 3,3$ до $22,6 \pm 1,4$ мкм при увеличении содержания ниобия на 10 ат. %; для Mo: от $68,1 \pm 3,7$ до $34,4 \pm 2,0$ мкм при увеличении содержания молибдена на 7,4 ат. %). Формирование рекристаллизованной равноосной структуры β -фазы по всему объёму слитка в процессе комбинированной термомеханической обработки подтверждает потенциал использования данных сплавов в промышленном производстве.

Для цитирования: Формирование однофазной рекристаллизованной структуры в сплавах с естественным эливарным поведением на основе титана методом термомеханической обработки / А.П. Баранова, А.А. Скирпичникова, О.В. Страхов, А.И. Базлов, О.-Л.В. Елисеева, С.М. Дубинский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 2. – С. 223–242. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-223-242.

Введение

В классических металлах и сплавах при нагреве модуль Юнга (E) уменьшается, однако некоторые материалы проявляют аномалию упругих свойств, демонстрируя низкую температурную чувствительность модуля упругости

*Адрес для переписки

Баранова Александра Павловна, к.ф.-м.н., с.н.с.
 Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
 Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1,
 119049, г. Москва, Россия
 Тел.: +7 999 924-08-09, e-mail: baranova.al.pavlovna@yandex.ru

и его практически постоянство в ограниченной температурной области. Впервые такое поведение было обнаружено в 1920 году швейцарско-французским физиком Ш.Э. Гийомом в сплаве системы Fe-Ni-Cr и получило название «элинварное поведение» [1, 2]. Элинварные сплавы применяют для изготовления элементов колебательных измерительных систем с постоянными упругими свойствами в интервале рабочих температур, в том числе в микроэлектромеханических системах (МЭМС), используемых в миниатюрных датчиках и сенсорах [3–6]. Датчики, изготовленные из элинварных сплавов, кроме прямого авиакосмического применения могут использоваться в робототехнике и других высокотехнологичных областях, где требуется высокая точность. [7] Ключевым достоинством металлических элинварных сплавов является возможность создавать инерциальные датчики среднего класса точности с кольцевым, цилиндрическим и колоколообразным резонаторами [7].

Элинварное поведение характеризуется температурным коэффициентом модуля упругости порядка $10^{-5} \dots 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [2, 8, 9]. Ранее в литературе описывалось несколько механизмов, объясняющих природу элинварного поведения и связанных со взаимодействием магнитных моментов [2, 8, 9], фазовых переходов и предпереходных явлений [10–13], высокой плотностью дислокаций [10, 14] и анизотропией температурных зависимостей моделей упругостей низкосимметричной кристаллической решетки [13, 15–22]. Однако недавно было обнаружено элинварное поведение, обусловленное новым механизмом, основанным на уникальном межатомном взаимодействии в ОЦК- β -фазе титановых сплавов [23, 24]. Это элинварное поведение отличается широким температурным интервалом (до $400 \text{ } ^\circ\text{C}$), нетребовательностью к структурному состоянию сплава и нечувствительностью к внешним магнитным полям.

Впервые такое элинварное поведение было обнаружено в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат. %) с памятью формы при охлаждении из высокотемпературной области существования β -фазы в интервале температур от 550 до $150 \text{ } ^\circ\text{C}$ [18, 19]. Однако значительными ограничениями внедрения сплава Ti-22Nb-6Zr в промышленное применение являются предмартенситные явления вблизи комнатной температуры, спрово-

ждающиеся снижением модуля упругости ниже $150 \text{ } ^\circ\text{C}$, и выделение изотермической ω -фазы при нагреве, приводящее к существенному изменению модуля упругости и соответственно потере элинварного поведения [23, 24]. Увеличение скорости нагрева позволяет подавить выделение ω -фазы, однако это делает сплав чувствительным к скорости и соответственно вносит ограничения в параметры эксплуатации [25, 26]. Для подавления предмартенситных явлений за счет понижения температур мартенситного превращения и интервала предмартенситного «размягчения» представляется перспективным дополнительное легирование сплава цирконием [27] и переход к составу Ti-22Nb-15Zr, где температура начала мартенситного превращения и предмартенситных явлений примерно на $315 \text{ } ^\circ\text{C}$ ниже, чем в сплаве Ti-22Nb-6Zr.

Позднее элинварное поведение нового типа было обнаружено в стабильном β -титановом сплаве Ti-50Nb в двух температурных интервалах протяженностью до $200 \text{ } ^\circ\text{C}$, разделенных областью отсутствия элинварного поведения [28]. В соответствии с фазовой диаграммой [29] и данными из научной литературы [30] к стабильным β -сплавам относятся сплавы с содержанием ниобия не менее 40 ат. % Nb. В сплавах с меньшим содержанием ниобия возможно выделение как стабильной α -фазы, так и метастабильных α' -, α'' -мартенситов, ω_{iso} - и ω_{ath} -фаз [31–35]. Все это подтверждает перспективность поиска составов с элинварным поведением нового типа среди стабильных β -титановых сплавов [36]. В свою очередь, сплавы системы Ti-Mo также весьма перспективны, поскольку молибден является более сильным β -стабилизатором, чем ниобий. Так, легирование титана всего 30 ат. % молибдена согласно данным из научной литературы [37–39] позволяет получить стабильный β -сплав. Кроме того, в некоторых источниках упоминается, что возможно получение относительно стабильной β -фазы в сплаве с содержанием всего 12,6 ат. % Mo [40]. Такое относительно малое легирование позволяет сохранить большую часть мест в кристаллической решетке за титаном, межатомные взаимодействия в β -фазе которого и приводят к элинварному поведению нового типа. Это делает весьма перспективным рассмотрение стабильных β -титановых сплавов систем Ti-Nb и Ti-Mo

в качестве кандидатов для создания материала с элинварным поведением нового типа [23, 24].

Поскольку элинварное поведение нового типа основано на межатомном взаимодействии и практически не зависит от зеренной структуры сплава, то с точки зрения практического применения представляется перспективным получение стабильной рекристаллизованной структуры сплавов в широком интервале температур [30]. Традиционно для избавления от дефектов литой структуры и облегчения последующей термомеханической обработки после выплавки титановые сплавы подвергают горячей деформации с последующей гомогенизацией [41, 42]. Степень горячей деформации используют не менее 25 % (истинная логарифмическая деформация $e = 0,3$), а температуру горячей деформации и гомогенизационного отжига варьируют в пределах 850...1200 °C в зависимости от состава сплава, чтобы избежать превращения $\beta \rightarrow \alpha$ [41–45]. Для формирования рекристаллизованной структуры применяют термомеханическую обработку (ТМО), включающую в себя холодную деформацию и последующий рекристаллизационный отжиг [28, 46, 47]. Для трехкомпонентных сплавов системы Ti-Nb-Zr, составов, близких к Ti-22Nb-15Zr, традиционно используют холодную продольную прокатку со степенью истинной логарифмической деформации e от 0,2 до 2,9 и рекристаллизационный отжиг при 550...900 °C в течение 5...60 минут для получения рекристаллизованной структуры β -фазы с размером зерна 50...150 мкм [28, 46, 47]. Сплав Ti-50Nb в работе [28] был подвергнут термомеханической обработке по схеме горячей продольной прокатки при 900 °C ($e = 0,3$) с последеформационным отжигом при 1000 °C в течение 10 минут, которая приводит к формированию рекристаллизованной однофазной β -структуры [29].

Для сплавов системы Ti-Mo сведения о термомеханической обработке в научных источниках отсутствуют. Имеющиеся данные ограничены гомогенизационным отжигом для сплава Ti-17,6Mo при 1000 °C в течение 6 часов с последующей закалкой в воде, в результате чего формируется равноосная структура β -фазы, без указания размера зерна [48]. Для сплава Ti-12,6Mo использовали гомогенизационный отжиг при 1000 °C в течение 1 часа, горячую прокатку при 900 °C с последующим охлаждением

на воздухе, последеформационный отжиг при 900 °C 1 час в закалке в воде для формирования рекристаллизованной однофазной β -структуры с размером зерна свыше 100 мкм [40, 49]. Однако на сегодняшний день отсутствуют систематические представления о возможности проведения термомеханической обработки сплавов выбранных составов и получении рекристаллизованной β -фазы в титановых сплавах с элинварным поведением нового типа.

Таким образом, *целью настоящей работы* было исследование возможности получения рекристаллизованной структуры β -фазы в сплавах систем Ti-Nb-Zr, Ti-Nb и Ti-Mo с элинварным поведением нового типа методами термомеханической обработки. Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие *задачи*:

1) получение слитков стабильных β -титановых потенциально элинварных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo (Ti-12,6Mo), Ti-15Mo и Ti-20Mo;

2) разработка технологической цепочки, в ходе которой будет сформирована рекристаллизованная равноосная структура β -фазы без следов иных фаз, поскольку элинварное поведение нового типа является структурно нечувствительным;

3) исследование структурно-фазового состояния сплавов с потенциально естественным элинварным поведением и установление закономерностей влияния размера зерна от количества легирующего элемента.

Методика исследований

Сплавы Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo (Ti-12,6Mo), Ti-15Mo и Ti-20Mo (ат. %) были выбраны в качестве потенциально перспективных материалов с элинварным поведением нового типа. Слитки массой 50 г были выплавлены методом электродуговой плавки в лабораторной печи Arcast Arc 200 (Arcast Inc., США) с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона. Аналогичная методика выплавки слитков была применена в работах [19, 30]. В качестве шихты была использована проволока титана марки BT1-00, ниобия марки НБ-1, молибдена марки МЧ и йодидного циркония. Шихта была механически измельчена до фракции размером менее 5 мм по наибольшему

из измерений. Для получения однородного состава слитки подвергались шести последовательным переплавам. Соответствие целевому составу, а также однородность распределения основных элементов были определены методом энергодисперсионного анализа на растровом микроскопе Tescan Vega3 SBH (TESCAN, Чехия) в двух зонах – краевой и центральной. Относительная погрешность измерений составляла не более $\pm 1,0\%$. Для оценки химической однородности анализ выполняли в двух областях по сечению каждого слитка. Выбор двух областей обусловлен необходимостью выявления возможной ликвации при кристаллизации. В каждой области проводили измерения в пяти точках. Уровень газообразующих примесей был оценен методом восстановительной плавки на анализаторе TC-600 (Лесо, Нидерланды).

После выплавки из слитков были вырезаны методом электроэрозионной резки заготовки прямоугольного сечения $25 \dots 30 \times 9 \dots 10$ мм и длиной 38...43 мм, которые впоследствии подвергались термомеханической обработке. ТМО включала в себя этапы продольной горячей прокатки, гомогенизационного отжига, продольной холодной прокатки и последеформационного отжига (ПДО). Общая схема обработки представлена на рис. 1.

Горячая прокатка была проведена для удаления пороков литой структуры. Заготовки перед прокаткой были помещены в лабораторную печь СНОЛ-4, разогретую до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ для сплавов Ti-40Nb, Ti-45Nb и Ti-50Nb и $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ для сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-12,6Mo (Ti-12.6Mo), Ti-15Mo, Ti-20Mo и выдержаны в течение 30 минут для равномерного прогрева по всему сечению. Температура и время выдержки были выбраны на основании данных из фазовых диаграмм [29] таким образом, чтобы сплавы во время обработки перешли в однофазную β -область. Прокатка проводилась на стане ДУО-210 за один проход с обжатием $\varepsilon = 25\%$ (истинная логарифмическая деформация $e = 0,3$). После прокатки образцы охлаждали в воде для стабилизации структуры и предотвращения выделения изотермических фаз, формирующихся при медленном охлаждении.

После горячей прокатки заготовки подвергали гомогенизационному отжигу в защитной атмосфере аргона при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в закалочной печи УПП-200М (ЯСАМ, Россия) для получения однородного химического состава и завершения процессов рекристаллизации. Для этого образцы были помещены в разогретую печь, выдержаны в течение 30 минут, а затем закалены в воде.

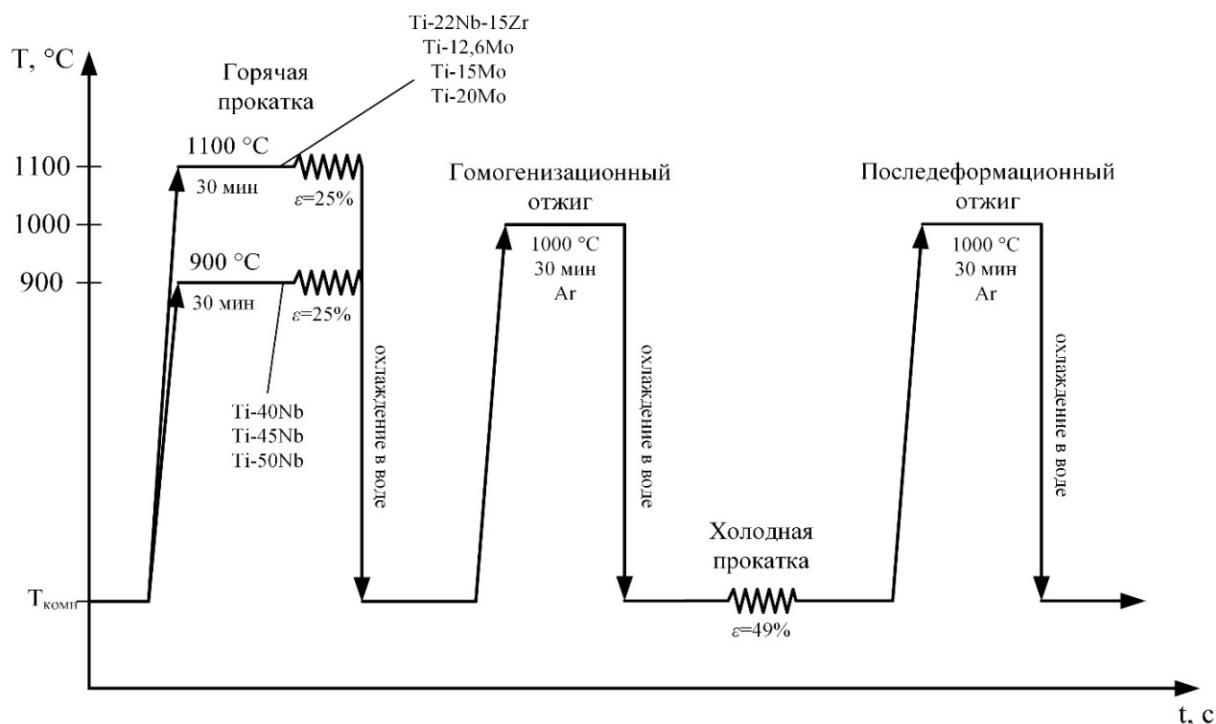


Рис. 1. Схема термомеханической обработки элинварных сплавов

Fig. 1. Schematic of the thermomechanical processing route for *Elinvar* alloys

После гомогенизации методом электроэрозионной резки заготовки были разрезаны на образцы прямоугольного сечения размером $5 \times 6 \dots 7 \times 45 \dots 52$ мм, которые затем подвергли холодной прокатке. Образцы были прокатаны за 10 проходов с суммарным обжатием $\varepsilon = 49\%$ ($e = 0,67$) на электромеханических стационарных вальцах Chinetti LM120 (Chinetti snc, Италия).

Для формирования рекристаллизованной структуры после прокатки заготовки подвергались последеформационному отжигу при 1000°C в атмосфере аргона в закалочной печи УПП-200М. Заготовки были помещены в разогретую до 1000°C печь, выдержаны в течение 30 минут и затем закалены в воде. Температура отжига подобрана таким образом, чтобы рекристаллизация проходила в однофазной β -области.

После термомеханической обработки фазовый состав был исследован с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4 (Россия) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в диапазоне углов рассеивания от 30° до 100° , время экспозиции 3 с, шаг сканирования $0,05^\circ$. Напряжение и ток на трубке составили $U = 49$ В, $I = 30$ А. Образцы размером 7×7 мм были вырезаны алмазным диском и затем отшлифованы на абразивной бумаге зернистостью от P120 до P1200 с последующим травлением растворами кислот для удаления деформированного и окисленного слоя: $1\text{HF}:3\text{HNO}_3:6\text{H}_2\text{O}$ для сплава Ti-22Nb-15Zr, $1\text{HF}:3\text{HNO}_3:10\text{H}_2\text{O}$ для сплавов Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb и $1\text{HF}:3\text{HNO}_3:16\text{H}_2\text{O}$ для сплавов Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo.

Зеренная структура сплава была исследована методом световой микроскопии с использованием металлографического оптического микроскопа ZEISS Axio Observer (Zeiss, Германия), оснащенного программным обеспечением Tixomet Pro. Образцы были подготовлены по методике, аналогичной для образцов для рентгеновской дифрактометрии. Различие состояло в том, что шлифовку проводили на абразивной бумаге с зернистостью до P4000 и затем выполняли полировку суспензией на основе оксида кремния $0,05$ мкм с добавлением 3%-го раствора пероксида водорода, а травление осуществляли до выявления зеренной структуры. Средний размер зерна определяли методом случайных секущих. Для получения статистически достоверных результатов с каждого образца учитывали не ме-

нее 300 отрезков. Статистическую обработку результатов измерений размера зерна проводили с использованием критерия Стьюдента для доверительной вероятности 95 % (значение критерия составило $t = 1,967$).

Результаты и их обсуждение

Получение и аттестация слитков сплавов

Типичный вид слитков эливарных сплавов после выплавки показан на рис. 2. Слитки демонстрируют металлический блеск без цветов побежалости, значительных пор и усадочных раковин.



Рис. 2. Типичный вид слитков после выплавки

Fig. 2. Typical appearance of ingots after smelting

Результаты количественного химического анализа, приведенные в табл. 1, показывают однородное распределение основных элементов по сечению слитка, а также соответствие заданным составам в пределах погрешности метода. Построение карт распределения элементов (рис. 3) показало высокую однородность распределения основных элементов в объеме слитков. Содержание газообразующих примесей находится на уровне $\text{O} = 0,143 \pm 0,002$, $\text{N} < 0,016$, $\text{H} < 0,0039 \pm 0,0004$ (масс. %) во всех слитках, что соответствует требованиям ГОСТ для промышленных титановых сплавов [50].

После выплавки слитки были подвергнуты продольной горячей прокатке. Горячую прокатку проводили с истинной логарифмической деформацией $e = 0,3$, которая выбрана на осно-

Таблица 1

Table 1

Содержание основных элементов в сплавах
Chemical composition of the main elements in the alloys

Сплав / Alloy	Зона / Zone	Химический элемент, ат. % / Chemical element (at. %)			
		Ti	Nb	Mo	Zr
Ti-22Nb-15Zr	Край / Edge	62,6 / 62.6	21,9 / 21.9	–	15,5 / 15.5
	Центр / Center	62,0 / 62.0	22,4 / 22.4	–	15,6 / 15.6
Ti-40Nb	Край / Edge	58,3 / 58.3	41,7 / 41.7	–	–
	Центр / Center	60,1 / 60.1	39,9 / 39.9	–	–
Ti-45Nb	Край / Edge	55,2 / 55.2	44,8 / 44.8	–	–
	Центр / Center	55,2 / 55.2	44,8 / 44.8	–	–
Ti-50Nb	Край / Edge	49,7 / 49.7	50,3 / 50.3	–	–
	Центр / Center	50,7 / 50.7	49,3 / 49.3	–	–
Ti-12,6Mo	Край / Edge	87,0 / 87.0	–	13,0 / 13.0	–
	Центр / Center	87,2 / 87.2	–	12,8 / 12.8	–
Ti-15Mo	Край / Edge	85,1 / 85.1	–	14,9 / 14.9	–
	Центр / Center	84,2 / 84.2	–	15,8 / 15.8	–
Ti-20Mo	Край / Edge	80,5 / 80.5	–	19,5 / 19.5	–
	Центр / Center	79,5 / 79.5	–	20,5 / 20.5	–

ве [51] как достаточная для устранения литой структуры. Температуры горячей прокатки были выбраны индивидуально для каждой группы сплавов с учетом данных из научной литературы и фазовых диаграмм систем Ti-Nb, Ti-Mo и Ti-Nb-Zr. Для бинарных сплавов Ti-40Nb, Ti-45Nb и Ti-50Nb была выбрана температура 900 °С на основании [28], тогда как для сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-12,6Mo (Ti-12.6Mo), Ti-15Mo и Ti-20Mo – 1100 °С на основании [29, 35].

Изображения заготовок потенциально эливарных сплавов после продольной горячей прокатки показаны на рис. 4.

После продольной горячей прокатки заготовки эливарных сплавов были подвергнуты гомогенизационному отжигу при 1000 °С в течение 30 минут для окончания процессов гомогенизации и завершения процессов рекристаллизации, протекающей в динамическом режиме при горячей прокатке. Такой единый режим отжига был выбран для сплавов как соответствующий по температуре однофазному β -состоянию и достаточный по времени для протекания диффузи-

онных процессов при гомогенизации на основе данных из научной литературы [28, 29, 40, 42, 52, 53]. Затем сплавы были подвергнуты продольной холодной прокатке (рис. 5) с истинной логарифмической деформацией $e = 0,67$. На основании [43, 46, 51] такая степень деформации является достаточной для запусков последующих процессов рекристаллизации при отжиге, но при этом остается умеренной и не должна приводить к сильной повреждаемости материала. После холодной прокатки сплавы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу по режиму, аналогичному гомогенизационному отжигу, поскольку такой режим призван обеспечить рекристаллизацию сплавов в однофазной β -области.

Следует отметить, что заготовки всех сплавов – Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo (Ti-12.6Mo), Ti-15Mo и Ti-20Mo – успешно прошли все этапы термомеханической обработки, включая продольную горячую и холодную прокатку с промежуточным последеформационным отжигом, без значительного

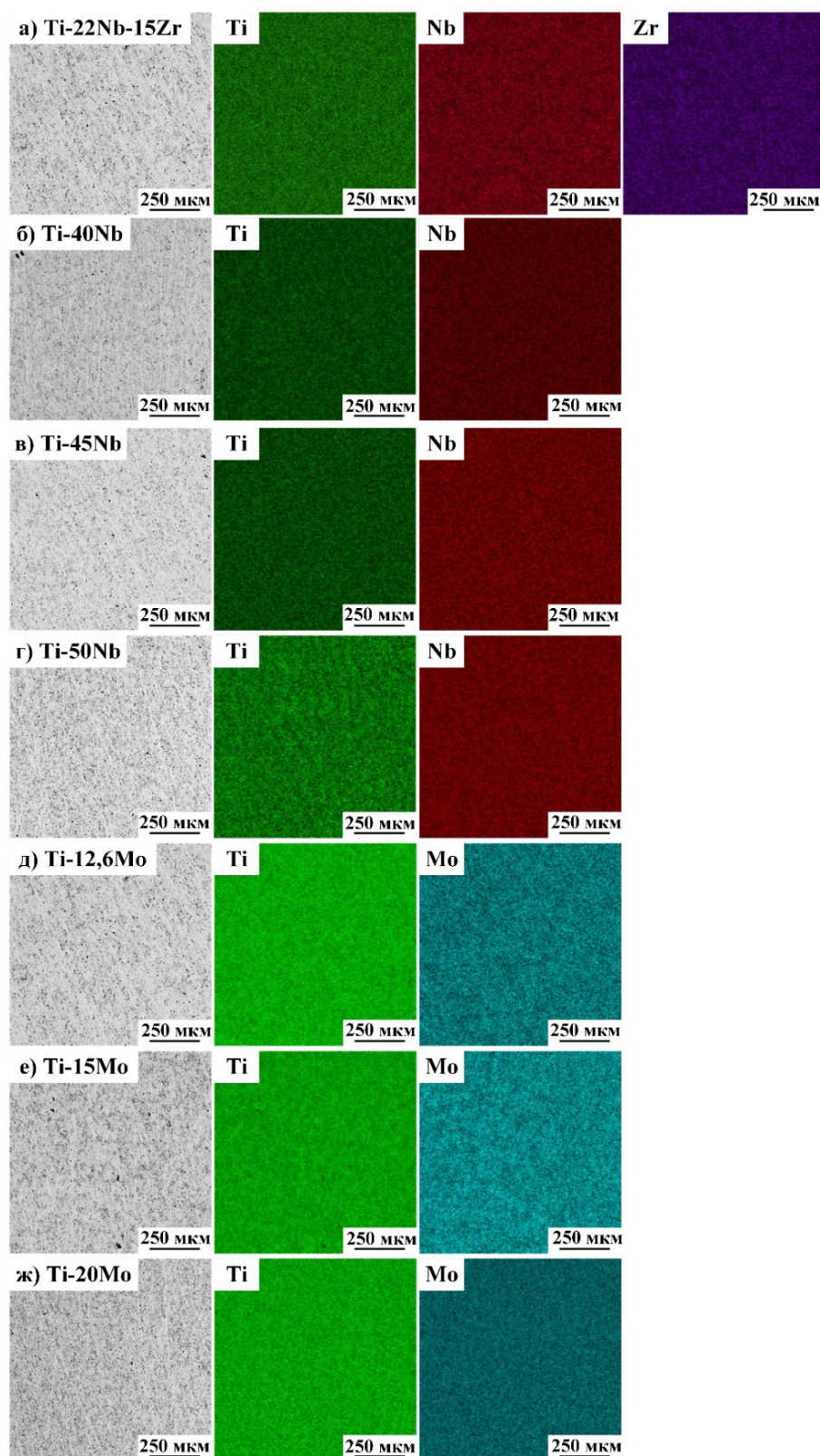


Рис. 3. Карты распределения основных элементов в слитках элинварных сплавов:

a – Ti-22Nb-15Zr; *б* – Ti-40Nb; *в* – Ti-45Nb; *г* – Ti-50Nb; *д* – Ti-12,6Mo;
е – Ti-15Mo; *ж* – Ti-20Mo

Fig. 3. Distribution maps of the main elements in ingots of *Elinvar* alloys:

a – Ti-22Nb-15Zr; *б* – Ti-40Nb; *в* – Ti-45Nb; *г* – Ti-50Nb; *д* – Ti-12.6Mo;
е – Ti-15Mo; *ж* – Ti-20Mo

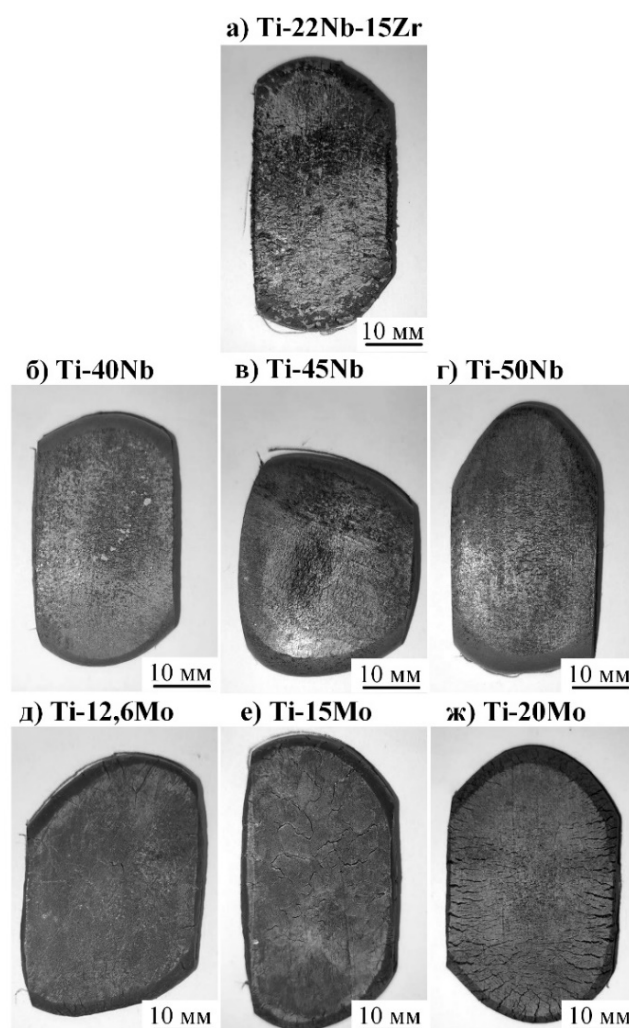


Рис. 4. Заготовки элинварных сплавов после продольной горячей прокатки

Fig. 4. Blanks of *Elinvar* alloys after longitudinal hot rolling

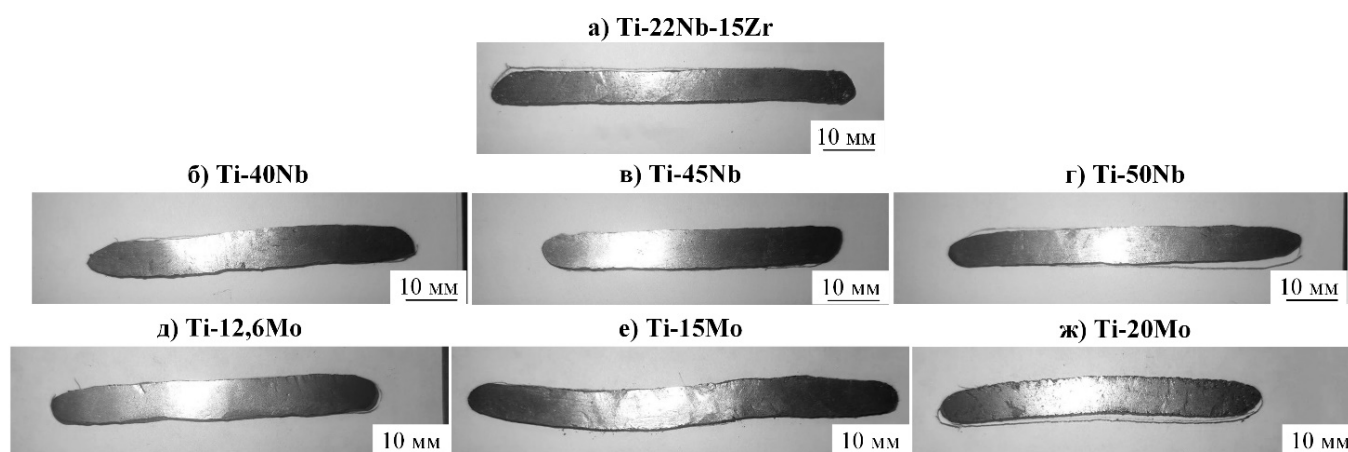


Рис. 5. Заготовки элинварных сплавов после продольной холодной прокатки

Fig. 5. Blanks of *Elinvar* alloys after longitudinal cold rolling

растрескивания или образования значительных трещин на краях заготовок. Это свидетельствует о возможности применения ТМО, в частности режимов, используемых в данной работе, для получения элинварных сплавов.

Исследование фазового и структурного состояния после ТМО

Рентгенограммы элинварных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo, полученные после термомеханической обработки, приведены на рис. 6. Фазовый состав представлен только ОЦК- β -фазой во всех исследуемых сплавах. Пики, соответствующие другим фазам, отсутствуют. Отсутствие вторичных фаз, кроме основной β -фазы, свидетельствует о верном подборе температуры последеформационного отжига и последующей скорости охлаждения. Эта тенденция была обеспечена закалкой всех исследуемых сплавов из однофазной области. Именно такое фазовое состояние, представленное исключительно β -фазой, является необходимым для реализации элинварного поведения нового типа [24, 28].

Результаты световой микроскопии сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo после термомеханической обработки приведены на рис. 7. Во

всех сплавах микроструктура представлена равноосными зёрнами β -фазы.

На изображениях микроструктуры следы вторичных фаз и трещин отсутствуют, несмотря на наличие дефектов травления и рельефа на некоторых образцах. На основании снимков микроструктуры сплавов методом случайных секущих были измерены размеры зёрен. Затем на основании полученных данных построены гистограммы распределения размеров зёрен в элинварных сплавах, представленные на рис. 8.

Наличие на гистограммах одномодального распределения указывает на протекание первичной рекристаллизации без перехода на стадию роста зерна, т. е. вторичной рекристаллизации. Это свидетельствует о правильно подобранном технологическом режиме термомеханической обработки для формирования однородной равноосной микроструктуры в исследуемых сплавах. Средние значения размеров зёрен в элинварных сплавах были рассчитаны на основании анализа гистограмм распределения. Значения размеров зёрен представлены в табл. 2.

В сплаве Ti-22Nb-15Zr формируется рекристаллизованная структура с размером зерна 65...70 мкм. В бинарных сплавах систем Ti-Nb и Ti-Mo наблюдается уменьшение размера

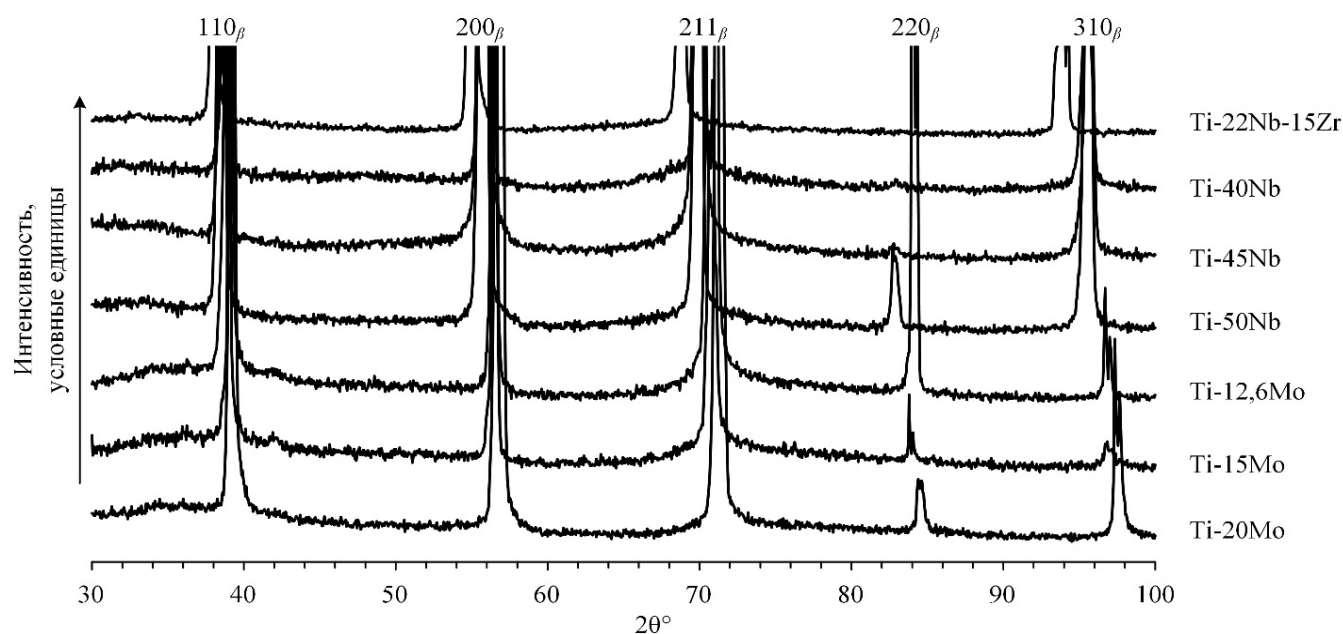


Рис. 6. Дифрактограммы элинварных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo после термомеханической обработки

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of Elinvar Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12.6Mo, Ti-15Mo and Ti-20Mo alloys after thermomechanical processing

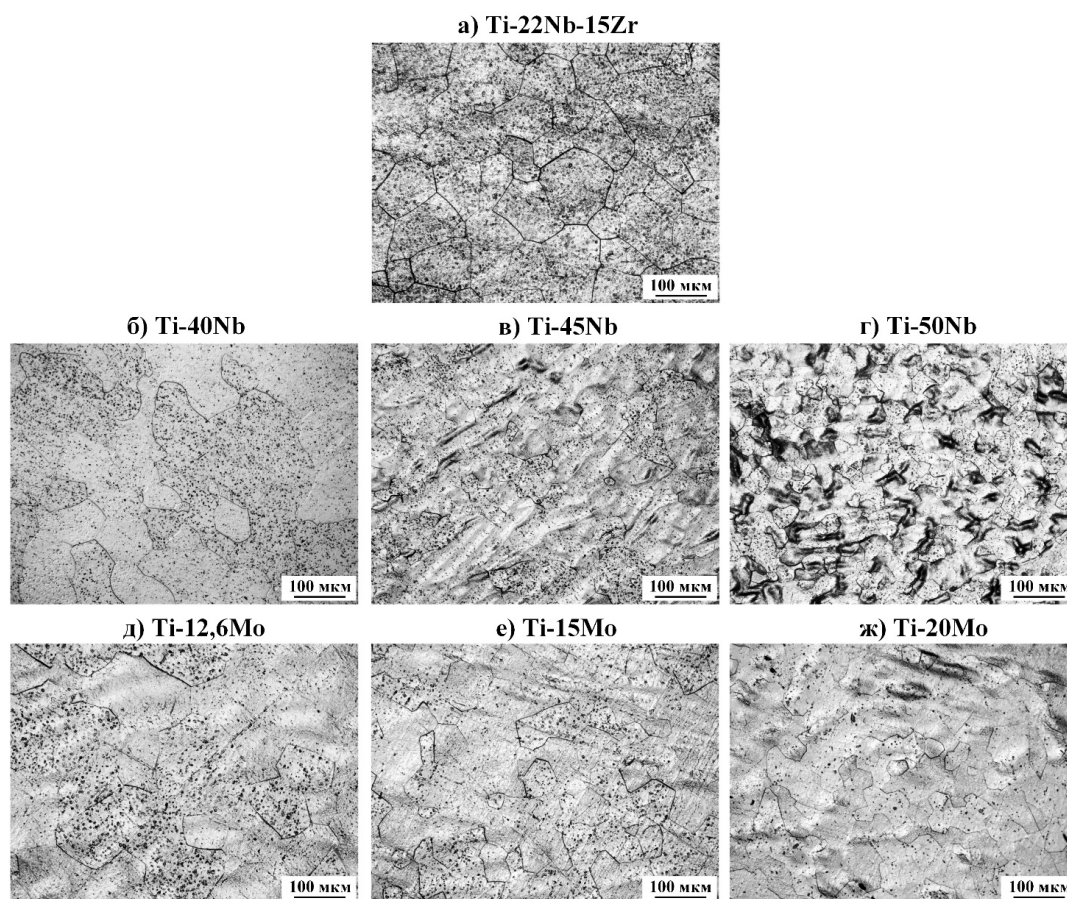


Рис. 7. Микроструктура элинварных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo

Fig. 7. Microstructure of Elinvar alloys Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo and Ti-20Mo

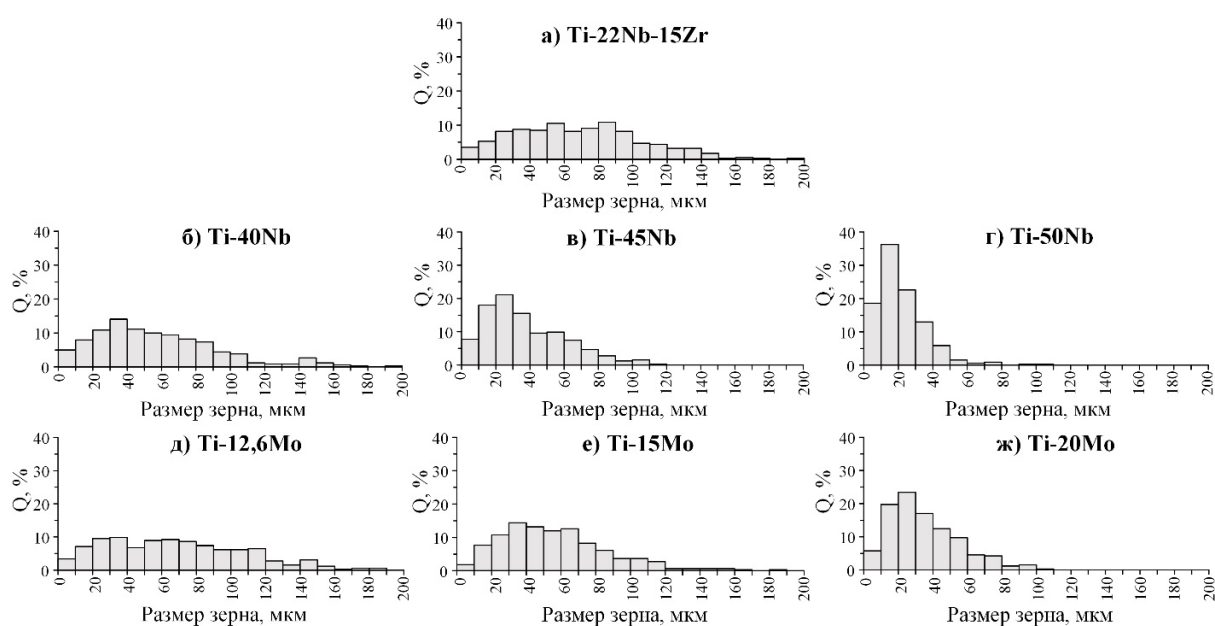


Рис. 8. Гистограммы распределения размеров зерен элинварных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo

Fig. 8. Grain size distribution histograms of Elinvar alloys Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo and Ti-20Mo

Средние значения размеров зерен в элинварных сплавах после термомеханической обработки

Average grain size values in Elinvar alloys after thermomechanical processing

Сплав / Alloy	Размеры зерен, мкм / Grain size (μm)
Ti-22Nb-15Zr	$67,9 \pm 3,4$ / 67.9 ± 3.4
Ti-40Nb	$57,8 \pm 3,3$ / 57.8 ± 3.3
Ti-45Nb	$37,3 \pm 2,3$ / 37.3 ± 2.3
Ti-50Nb	$22,6 \pm 1,4$ / 22.6 ± 1.4
Ti-12,6Mo	$68,1 \pm 3,7$ / 68.1 ± 3.7
Ti-15Mo	$56,3 \pm 2,9$ / 56.3 ± 2.9
Ti-20Mo	$34,4 \pm 2,0$ / 34.4 ± 2.0

зерна при увеличении содержания Nb и Mo. Так, в сплаве Ti-40Nb в процессе рекристаллизации формируется структура с размером зерна $57,8 \pm \pm 3,3$ мкм. Увеличение содержания Nb на 5 и 10 ат. % приводит к измельчению зерна в 1,6 и 2,5 раза, до 35...40 мкм и 19...24 мкм соответственно. В сплаве Ti-12,6Mo формируется рекристаллизованная структура размером $68,1 \pm \pm 3,7$ мкм. Повышение концентрации Mo с 12,6 до 15 и 20 ат. % способствует уменьшению среднего размера зерна в 1,2 и 2,0 раза, до значений 53...59 мкм и 32...37 мкм соответственно.

Стоит отметить, что в обеих бинарных системах элинварных сплавов снижение содержания Nb и Mo на 5 ат. % приводит к росту размера зерна в 1,6 раза. Наблюдаемый эффект может быть объяснен с точки зрения энергии активации роста зерен. Согласно данным из научной литературы, для сплавов системы Ti-Mo увеличение содержания молибдена с 4 до 20 масс. % приводит к трехкратному росту энергии активации роста зерна [54]. Повышение концентрации легирующего элемента способствует замедлению диффузии атомов, что затрудняет миграцию границ зерен [55]. Например, в сплавах систем Ti-Mo и Ti-Nb более высокая степень легирования приводит к снижению диффузионной подвижности атомов, что обуславливает формирование более мелкого зерна в высоколегированных составах.

Результаты фазового и структурного анализа хорошо коррелируют с данными из научной литературы. Так, в большинстве титановых сплавов термомеханическая обработка, включающая в себя умеренную или интенсивную пластиче-

скую деформацию и последующий отжиг при температурах выше (700...900 °C) позволяет достичь рекристаллизованной структуры β -фазы [56–58]. Важно отметить, что получение рекристаллизованной структуры обусловлено одновременным сочетанием двух факторов. Первый – это отсутствие структурной нечувствительности элинварного поведения нового механизма, основанного на уникальном межатомном взаимодействии в ОЦК- β -фазе титановых сплавов [23, 24], что позволяет не выбирать специфический режим термомеханической обработки для формирования определенного размера зерна или субзерна или даже выделения определенного количества дисперсной фазы, как в некоторых других случаях [59–61]. Вторым фактором – это высокая стабильность рекристаллизованной структуры при многократных нагревах/охлаждениях сплава в интервале температур ниже последнего отжига, которые не должны привести к запуску процессов полигонизации или вторичной рекристаллизации. Кроме того, используемые степени и температуры деформации, температуры и длительности отжигов реализуемы в рамках реальных производств и могут быть включены в реальные производственные технологические цепочки с некоторой корректировкой, вызванной сменой схемы деформации при необходимости получения не плоских, а, например, цилиндрических заготовок [62, 63]. Таким образом, представляется целесообразным использование полученных в этой работе сплавов в их структурных состояниях β -фазы для дальнейших исследований особенностей элинварного поведения как физическими, так и механическими методами.

Выводы

Проведены исследования структурно-фазового состояния сплавов с естественным потенциально эливарным поведением, подвергнутых термомеханической обработке по следующей схеме: продольная горячая прокатка, гомогенизационный отжиг, продольная холодная прокатка, последеформационный отжиг. По результатам исследований можно сделать следующие выводы.

1. Получены слитки стабильных β -титановых эливарных сплавов Ti-22Nb-15Zr, Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb, Ti-12,6Mo, Ti-15Mo и Ti-20Mo с высокой гомогенностью и соответствием номинальному химическому составу по всему сечению слитков.

2. Установлено, что продольная горячая прокатка с истинной логарифмической деформацией $\epsilon = 0,3$ при 1100 °C для Ti-22Nb-15Zr, Ti-12,5Mo, Ti-15Mo, Ti-20Mo и при 900 °C для Ti-40Nb, Ti-45Nb, Ti-50Nb позволяет получить технологичные потенциально эливарные сплавы, выдерживающие последующие шаги термомеханической обработки без значительного расклевывания.

3. На основе фазового анализа слитков эливарных сплавов методом рентгенодифракционного анализа установлено, что после продольной холодной прокатки с истинной логарифмической деформацией $\epsilon = 0,67$ и последеформационного отжига при 1000 °C в течение 30 минут фазовый состав эливарных сплавов представлен стабильной β -фазой. Это свидетельствует о том, что выбранный режим термомеханической обработки позволяет подавить рост и образование изотермических фаз в сплавах с выбранным содержанием β -стабилизатора.

4. Методом оптической микроскопии установлено, что структура эливарных сплавов после холодной прокатки и последеформационного отжига представлена рекристаллизованными равноосными зернами размером 65...70 мкм для Ti-22Nb-15Zr, 21...58 мкм – для системы Ti-(40...50)Nb и 32...72 мкм – для Ti-(12,6...20)Mo. В бинарных сплавах систем Ti-Nb и Ti-Mo наблюдается уменьшение размера зерна при повышении содержания Nb и Mo, что может быть связано с увеличением активации роста зерна при увеличении легирующего компонента.

Так, повышение концентрации Nb и Mo на 5 ат. % способствует уменьшению размера зерна в 1,6 раза.

Разработанная технологическая цепочка, обеспечивающая формирование рекристаллизованной равноосной структуры β -фазы при комбинированной термомеханической обработке, открывает возможности потенциального применения данных сплавов в промышленном производстве.

Список литературы

1. Scott H. Relation of the high-temperature treatment of high-speed steel to secondary hardening and red hardness. – Washington: US Government Printing Office Publ., 1920. – 46 p.
2. Cahn R.W. An unusual Nobel Prize // Notes and Records of the Royal Society. – 2005. – Vol. 59 (2). – P. 145–153. – DOI: 10.1098/rsnr.2004.0082.
3. Overview and analysis of MEMS Coriolis vibratory ring gyroscope / J. Jia, X. Ding, Z. Qin, Z. Ruan, W. Li, X. Liu, H. Li // Measurement. – 2021. – Vol. 182. – P. 109704. – DOI: 10.1016/j.measurement.2021.109704.
4. A novel ring vibrating gyroscope based on side piezo-electrodes / X. Zhou, Y. Wu, X. Wu, Y. Zhang, Y. Zheng // Journal of Central South University. – 2016. – Vol. 23. – P. 555–561. – DOI: 10.1007/s11771-016-3102-4.
5. Design and experiment for N = 3 wineglass mode metal cylindrical resonator gyroscope closed-loop system / X. Guo, R. Cui, S. Yan, Q. Cai, W. Wei, C. Shen, H. Cao // Electronics. – 2023. – Vol. 12. – P. 131. – DOI: 10.3390/electronics12010131.
6. Frequency split elimination method for a solid-state vibratory angular rate gyro with an imperfect axisymmetric-shell resonator / Z. Lin, M. Fu, Z. Deng, N. Liu, H. Liu // Sensors. – 2015. – Vol. 15. – P. 3204–3223. – DOI: 10.3390/s150203204.
7. Перспективные датчики параметров движения, основанные на инерции стоячих волн / В.В. Матвеев, А.Н. Хомячкова, А.В. Каликанов, Д.С. Стрельцов // Приборы и методы измерений. – 2025. – Т. 16, № 4. – С. 294–305. – DOI: 10.21122/2220-9506-2025-16-4-294-305.
8. Harris B. The influence of some solutes on Young's modulus of niobium // Journal of the Less Common Metals. – 1967. – Vol. 12 (3). – P. 247–250. – DOI: 10.1016/0022-5088(67)90121-X.
9. NI-SPAN-C alloy 902 Data Sheet. Publication Number SMC-086. – Special Metals Corporation, 2004. – 30 p. – URL: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/ni-span-c-alloy-902.pdf> (accessed: 12.09.2025).



10. Nanodomain structure and its effect on abnormal thermal expansion behavior of a Ti-23Nb-2Zr-0.7Ta-1.2O alloy / H.Y. Kim, L. Wei, S. Kobayashi, M. Tahara, S. Miyazaki // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61 (13). – P. 4874–4886. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.060.
11. Characterization of the martensitic transformation in the superelastic Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy by in situ synchrotron X-ray diffraction and dynamic mechanical analysis / Y. Yang, P. Castany, M. Cornen, F. Prima, S.J. Li, Y.L. Hao, T. Gloriant // *Acta Materialia*. – 2015. – Vol. 88. – P. 25–33. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.01.039.
12. A new mechanism for low and temperature-independent elastic modulus / L. Zhang, D. Wang, X. Ren, Y. Wang // *Scientific Reports*. – 2015. – Vol. 5. – P. 11477. – DOI: 10.1038/srep11477.
13. Elinvar property of cold-rolled NiTi alloy / Z. Deng, K. Chu, Q. Li, Y. Onuki, Q. Sun // *Scripta Materialia*. – 2020. – Vol. 187. – P. 197–201. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.05.058.
14. Multifunctional alloys obtained via a dislocation-free plastic deformation mechanism / T. Saito, T. Furuta, J.-H. Hwang, S. Kuramoto, K. Nishino, N. Suzuki, R. Chen, A. Yamada, K. Ito, Y. Seno, T. Nonaka, H. Ikehata, N. Nagasako, C. Iwamoto, Y. Ikuhara, T. Sakuma // *Science*. – 2003. – Vol. 300 (5618). – P. 464–467. – DOI: 10.1126/science.1081957.
15. *Niinomi M.* Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2008. – Vol. 1 (1). – P. 30–42. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2007.07.001.
16. *Wagner M.F.-X., Windl W.* Lattice stability, elastic constants and macroscopic moduli of NiTi martensites from first principles // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56 (20). – P. 6232–6245. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.08.043.
17. Measurement of the lattice plane strain and phase fraction evolution during heating and cooling in shape memory NiTi / S. Qiu, V.B. Krishnan, S.A. Padula II, R.D. Noebe, D.W. Brown, B. Clausen, R. Vaidyanathan // *Applied Physics Letters*. – 2009. – Vol. 95 (14). – P. 141906. – DOI: 10.1063/1.3245308.
18. Neutron diffraction studies and multivariant simulations of shape memory alloys: Empirical texture development–mechanical response relations of martensitic nickel–titanium / A.P. Stebner, X. Gao, D.W. Brown, L. Brinson // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59 (7). – P. 2841–2849. – DOI: 10.1016/j.actamat.2011.01.023.
19. *Stebner A.P., Brown D.W., Brinson L.* Young's modulus evolution and texture-based elastic–inelastic strain partitioning during large uniaxial deformations of monoclinic nickel–titanium // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61 (6). – P. 1944–1956. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.12.015.
20. Deformation induced Elinvar behavior in Fe-Ni Invar alloy / F. Qin, F. Lu, Y. Chen, J. Yang, X. Zhao // *Science Bulletin*. – 2018. – Vol. 63 (16). – P. 1040–1042. – DOI: 10.1016/j.scib.2018.07.006.
21. Neutron diffraction study of temperature-dependent elasticity of B19' NiTi-Elinvar effect and elastic softening / A. Ahadi, R. Khaledialidusti, T. Kawasaki, S. Harjo, A. Barnoush, K. Tsuchiya // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 173. – P. 281–291. – DOI: 10.1016/j.actamat.2019.05.027.
22. Elinvar effect in severely-deformed Ti-50.8(at%) Ni thin belt / Y.W. Song, M. Jin, S. Zuo, X. Jin // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 252. – P. 96–99. – DOI: 10.1016/j.matlet.2019.05.109.
23. Elinvar effect in thermomechanically treated Ti-Nb-Zr alloy / S.M. Dubinskiy, G.N. Markova, E. Yudina, S.D. Prokoshkin, V. Brailovski // *ESOMAT 2018 – European Symposium on Martensitic Transformations. Invited Articles from ESOMAT 2018*. – 2019. – P. 83. – DOI: 10.1051/esomat/201900083.
24. A non-typical Elinvar effect on cooling of a beta Ti-Nb-Zr alloy / S. Dubinskiy, G. Markova, A. Baranova, V. Vvedenskiy, I. Minkova, S. Prokoshkin, V. Brailovski // *Materials Letters*. – 2022. – Vol. 314. – P. 131870. – DOI: 10.1016/j.matlet.2022.131870.
25. Kinetic features of the isothermal ω -phase formation in superelastic Ti-Nb-Zr alloys / A. Baranova, S. Dubinskiy, N. Tabachkova, S. Prokoshkin, V. Brailovski // *Materials Letters*. – 2022. – Vol. 325. – P. 132820. – DOI: 10.1016/j.matlet.2022.132820.
26. On the mechanisms and thermocyclic stability of $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ transformation in a superelastic Ti-Nb-Zr shape memory alloy / A. Baranova, S. Dubinskiy, A. Konopatsky, G. Markova, I. Vvedenskaia, S. Prokoshkin, V. Brailovski // *Shape Memory and Superelasticity*. – 2024. – Vol. 10 (3). – P. 289–296. – DOI: 10.1007/s40830-024-00497-7.
27. *Kim H.Y., Miyazaki S.* Martensitic transformation and superelastic properties of Ti-Nb based alloys // *Materials Transactions*. – 2015. – Vol. 56 (5). – P. 625–634. – DOI: 10.2320/matertrans.M2014454.
28. Search for intrinsic elinvar behaviour in beta titanium alloys / S. Dubinskiy, A. Baranova, G. Markova, S. Prokoshkin // *Materials Letters*. – 2024. – Vol. 366. – P. 136504. – DOI: 10.1016/j.matlet.2024.136504.
29. *Murray J.L.* The Ti-Zr system // *Murray J.L. Phase diagrams of binary titanium alloys*. – Metals Park, Ohio: ASM International, 1987. – P. 340–345.
30. Beta Ti-45Nb and Ti-50Nb alloys produced by powder metallurgy for aerospace application / G. Martins, C. da Silva, C. Nunes, V. Trava-Airoldi, L.A. Borges, J.P.B. Machado // *Materials Science Forum*. – 2010. – Vol. 660–661. – P. 405–410. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.660-661.405.

31. Mechanical properties and shape memory behavior of Ti-Nb alloys / H.Y. Kim, S. Hashimoto, J.I. Kim, H. Hosoda, S. Miyazaki // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45 (7). – P. 2443–2448. – DOI: 10.2320/matertrans.45.2443.
32. Effect of thermo-mechanical treatment on mechanical properties and shape memory behavior of Ti-(26–28) at.% Nb alloys / H.Y. Kim, J.I. Kim, T. Inamura, H. Hosoda, S. Miyazaki // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 438–440. – P. 839–843. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.136.
33. Influence of cooling rate on microstructure of Ti-Nb alloy for orthopedic implants / C. Afonso, G. Aleixo, A. Ramirez, R. Caram // *Materials Science and Engineering: C*. – 2007. – Vol. 27 (4). – P. 908–913. – DOI: 10.1016/j.msec.2006.11.001.
34. Karre R., Niranjana M.K., Dey S.R. First principles theoretical investigations of low Young's modulus beta Ti-Nb and Ti-Nb-Zr alloys compositions for biomedical applications // *Materials Science and Engineering: C*. – 2015. – Vol. 50. – P. 52–58. – DOI: 10.1016/j.msec.2015.01.061.
35. Баранова А.П. Структурные факторы и термомеханические условия проявления нетипичного эливарного эффекта в сплавах с памятью формы на основе Ti-Nb: дис. ... канд. физ.-мат. наук. – М.: НИТУ «МИСИС», 2022. – 145 с.
36. Brasil S.P. Análise de parâmetros de influência na microestrutura e propriedades de ligas Ti-Mo-Zr aplicadas em próteses ortopédicas: PhD Thesis. – Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 2008. – 215 p.
37. Глазунов С.Г., Мусеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
38. Мусеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1998. – № 12. – С. 11–14.
39. Boyer R.R., Briggs R.D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2005. – Vol. 14 (6). – P. 681–685. – DOI: 10.1361/105994905X75448.
40. Novel insight into the formation of α'' -martensite and ω -phase with cluster structure in metastable Ti-Mo alloys / M. Li, X. Min, K. Yao, F. Ye // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 164. – P. 322–333. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.10.048.
41. Weiss I., Semiatin S. Thermomechanical processing of beta titanium alloys – an overview // *Materials Science and Engineering: A*. – 1998. – Vol. 243 (1–2). – P. 46–65. – DOI: 10.1016/s0921-5093(97)00783-1.
42. Ti-Mo alloys employed as biomaterials: Effects of composition and aging heat treatment on microstructure and mechanical behaviour / F.F. Cardoso, P.L. Ferrandini, E.S.N. Lopes, A. Cremasco, R. Caram // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2013. – Vol. 32. – P. 31–38. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.11.021.
43. He F., Yang S., Cao J. Effect of cold rolling and aging on the microstructure and mechanical properties of Ti-Nb-Zr alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2020. – Vol. 29 (5). – P. 3411–3419. – DOI: 10.1007/s11665-020-04810-0.
44. Effect of cold drawing and annealing in thermomechanical treatment route on the microstructure and functional properties of superelastic Ti-Zr-Nb alloy / A. Kudryashova, K. Lukashevich, M. Derkach, O. Strakhov, S. Dubinskiy, V. Andreev, S. Prokoshkin, V. Sheremetyev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (14). – P. 5017. – DOI: 10.3390/ma16145017.
45. Evolution of structure and texture formation in thermomechanically treated Ti-Zr-Nb shape memory alloys / A. Baranova, S. Dubinskiy, I. Vvedenskaya, A. Bazlov, N. Tabachkova, V. Sheremetyev, T. Teplyakova, O. Strakhov, S. Prokoshkin // *Applied Sciences*. – 2024. – Vol. 14 (9). – P. 3647. – DOI: 10.3390/app14093647.
46. Deformation mechanism and mechanical properties of a thermomechanically processed β Ti-28Nb-35.4Zr alloy / S. Ozan, J. Lin, Y. Li, Y. Zhang, K. Munir, H. Jiang, C. Wen // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2017. – Vol. 78. – P. 224–234. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.11.025.
47. Kim K., Kim H., Miyazaki S. Effect of Zr content on phase stability, deformation behavior, and Young's modulus in Ti-Nb-Zr alloys // *Materials*. – 2020. – Vol. 13. – P. 476. – DOI: 10.3390/ma13020476.
48. Unveiling the effect of Mo on the crystal structure of β -BCC, microhardness, elastic modulus, and biocompatibility in titanium alloys / R. De Araújo, T. Donato, K. Sousa, P. Kuroda, C. Grandini // *Journal of Alloys and Compounds Communications*. – 2025. – Vol. 6. – P. 100076. – DOI: 10.1016/j.jacomc.2025.100076.
49. Effect of Fe and Zr additions on ω phase formation in β -type Ti-Mo alloys / X.H. Min, S. Emura, L. Zhang, K. Tsuzaki // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 497 (1–2). – P. 74–78. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.06.018.
50. ГОСТ 19807–91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки. – М.: Стандартинформ, 2006. – 15 с.
51. Effect of thermomechanical processing on the mechanical biofunctionality of a low modulus Ti-40Nb alloy / A. Helth, S. Pilz, T. Kirsten, L. Giebler, J. Freudenberger, M. Calin, J. Eckert, A. Gebert // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2016. – Vol. 65. – P. 137–150. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.08.017.
52. Zhou Y.-L., Luo D.-M. Microstructures and mechanical properties of Ti-Mo alloys cold-rolled and



heat treated // *Materials Characterization*. – 2011. – Vol. 62 (10). – P. 931–937. – DOI: 10.1016/j.matchar.2011.07.010.

53. Correspondence of the aging behaviors and the phase constituents of the Ti-Mo-based alloys tailored by the Al and Zr additions / W.-T. Chiu, R. Hayakawa, N. Nohira, M. Tahara, T. Inamura, H. Hosoda // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 991. – P. 174509. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.174509.

54. Microstructure and beta grain growth behavior of Ti-Mo alloys solution treated / J.-W. Lu, Y.-Q. Zhao, P. Ge, H.-Z. Niu // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 84. – P. 105–111. – DOI: 10.1016/j.matchar.2013.07.014.

55. Beta grain growth behaviour of TG6 and Ti17 titanium alloys / T. Wang, H. Guo, L. Tan, Z. Yao, Y. Zhao, P. Liu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (21). – P. 6375–6380. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.05.042.

56. Effects of recovery and recrystallization on microstructure and texture during annealing of a cold deformed superconducting Nb-50(wt.%)Ti alloy / A.M. Ferreira, M.A. Martorano, N.B. de Lima, A.F. Padilha // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 887. – P. 161334. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161334.

57. Cai S., Bailey D.M., Kay L.E. Effect of annealing and cold work on mechanical properties of beta III titanium // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2012. – Vol. 21. – P. 2559–2565. – DOI: 10.1007/s11665-012-0302-4.

58. Static recrystallization behavior and texture evolution during annealing in a cold rolling beta titanium

alloy sheet / S. Zhang, Q. Wang, X. Cheng, J. Han, W. Zhang, C. Zhang, J. Wu // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 899. – DOI: 10.3390/met12060899.

59. Strain glass transition in a metastable β Ti-Nb-O alloy with high oxygen content / K. Zhang, K. Wang, Y. Fu, W. Xiao, J. Han, X. Zhao // *Scripta Materialia*. – 2022. – Vol. 214. – P. 114661. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2022.114661.

60. Strain glass transition in a multifunctional β -type Ti alloy / Y. Wang, J. Gao, H. Wu, S. Yang, X. Ding, D. Wang, X. Ren, Y. Wang, X. Song, J. Gao // *Scientific Reports*. – 2014. – Vol. 4. – P. 3995. – DOI: 10.1038/srep03995.

61. Cui J., Ren X. Elinvar effect in Co-doped TiNi strain glass alloys // *Applied Physics Letters*. – 2014. – Vol. 105 (6). – P. 061904. – DOI: 10.1063/1.4893003.

62. Microstructure and properties of superelastic Ti-18Zr-15Nb alloy subjected to combination of moderate/severe cold drawing and post-deformation annealing / A. Muradyan, K. Lukashevich, M. Derkach, V. Andreev, V. Cheverikin, S. Prokoshkin, V. Sheremetyev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 1010. – P. 177370. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177370.

63. Comparative study of mechanical and functional properties of age-hardened superelastic Ti-Zr-Nb alloy with different initial microstructures / K. Lukashevich, A. Komissarov, V. Andreev, S. Prokoshkin, V. Sheremetyev // *Shape Memory and Superelasticity*. – 2024. – Vol. 10. – P. 392–406. – DOI: 10.1007/s40830-024-00507-8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Formation of a single-phase recrystallized structure in titanium-based alloys with natural Elinvar behavior by thermomechanical processing

Alexandra Baranova^{a,*}, Anastasia Skirpichnikova^b, Oleg Strakhov^c, Andrey Bazlov^d,
 Olga-Lilia Eliseeva^e, Sergey Dubinskiy^f

National University of Science and Technology MISIS, Leninskiy Prospekt 4, p. 1, Moscow, 119049, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-1470-4282>,  baranova.al.pavlovna@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0002-1664-7039>,  skirpichnikova@internet.ru;
^c  <https://orcid.org/0009-0007-9603-2398>,  strakhovo2018@gmail.com; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0409-1056>,  bazlov@misys.ru;
^e  <https://orcid.org/0009-0004-2162-2906>,  eliseeva.olli@gmail.com; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-5719-5932>,  dubinskiy.sm@misys.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 January 2026

Revised: 04 February 2026

Accepted: 14 March 2026

Available online: 15 June 2026

Keywords:

Titanium alloys

Elinvar alloys

Thermomechanical processing

Longitudinal rolling

Cold rolling

Hot rolling

Structure formation

Phase analysis

Funding

The present work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation, Project No. 25-73-10041, <https://rscf.ru/project/25-73-10041/>.

ABSTRACT

Introduction. The development of a new class of non-magnetic corrosion-resistant materials with constant elastic properties over a wide temperature range — i.e., exhibiting *Elinvar* effect — is a pressing challenge in the transition to advanced intelligent manufacturing technologies and robotic systems. To address this challenge, it is necessary to develop a process chain for producing ingots of stable β -titanium alloys with *Elinvar* effect. Achieving a stable recrystallized structure of the alloys over a wide temperature range also appears promising. Such advances will enable the use of this class of materials in the fabrication of elastic elements intended for oscillatory measuring systems in aerospace and other high-tech applications. **Purpose.** This study aimed to investigate the feasibility of producing a recrystallized β -phase structure in *Ti-Nb-Zr*, *Ti-Nb*, and *Ti-Mo* alloys exhibiting a new type of *Elinvar* behavior using thermomechanical processing methods. To achieve this purpose, the following tasks were accomplished: (1) production of ingots of stable β -titanium potentially *Elinvar* alloys *Ti-22Nb-15Zr*, *Ti-40Nb*, *Ti-45Nb*, *Ti-50Nb*, *Ti-12.6Mo*, *Ti-15Mo*, and *Ti-20Mo* (at.%); (2) development of a processing sequence capable of forming a recrystallized equiaxed β -phase structure without traces of other phases, given that the new type of *Elinvar* behavior is structurally insensitive; and (3) investigation of the structural and phase state of alloys with potentially natural *Elinvar* behavior, and elucidation of the relationship between grain size and alloying element content. **Methods.** The objects of the study were ingots of *Elinvar* alloys *Ti-22Nb-15Zr*, *Ti-40Nb*, *Ti-45Nb*, *Ti-50Nb*, *Ti-12.6Mo*, *Ti-15Mo*, and *Ti-20Mo* (at.%). The ingots were smelted in an electric arc furnace with a tungsten electrode. The samples were then subjected to thermomechanical processing according to the following schedule: longitudinal hot rolling (true logarithmic strain $\epsilon = 0.3$), homogenization annealing, longitudinal cold rolling (true logarithmic strain $\epsilon = 0.67$), and post-deformation annealing. Annealing was performed at 1,000 °C for 30 minutes in an argon atmosphere, followed by water quenching. The structural and phase state of the samples was investigated using optical and electron microscopy, X-ray diffraction (XRD), and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). The average grain size was determined using the linear intercept method. **Results and discussion.** Stable β -titanium *Elinvar* alloy ingots were obtained. They are characterized by a high degree of chemical homogeneity and compliance with the specified composition throughout the cross-section. It was found that the proposed thermomechanical processing route for these alloys leads to the formation of a single-phase recrystallized structure consisting of equiaxed β -phase grains. Grain sizes are shown to vary from 22.6 ± 1.4 to 68.1 ± 3.7 μm . In binary alloys of the *Ti-Nb* and *Ti-Mo* systems, a decrease in grain size is observed with an increase in the *Nb* and *Mo* content. Specifically, for the *Ti-Nb* system, the grain size decreased from 57.8 ± 3.3 μm to 22.6 ± 1.4 μm with an increase in niobium content of 10 at.%. For the *Ti-Mo* system, the grain size decreased from 68.1 ± 3.7 μm to 34.4 ± 2.0 μm with an increase in molybdenum content of 7.4 at.%. The formation of a recrystallized equiaxed β -phase structure throughout the ingot volume during combined thermomechanical processing confirms the potential for industrial application of these alloys.

For citation: Baranova A.P., Skirpichnikova A.A., Strakhov O.V., Bazlov A.I., Eliseeva O.-L.V., Dubinskiy S.M. Formation of a single-phase recrystallized structure in titanium-based alloys with natural Elinvar behavior by thermomechanical processing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 2, pp. 223–242. DOI:10.17212/1994-6309-2026-28.2-223-242. (In Russian).

References

1. Scott H. *Relation of the high-temperature treatment of high-speed steel to secondary hardening and red hardness*. Washington, US Government Printing Office Publ., 1920. 46 p.

* Corresponding author

Baranova Alexandra P., Ph.D. (Physics and Mathematics), Senior researcher
 National University of Science and Technology MISIS,
 Leninskiy Prospekt 4, p. 1,
 119049, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 999 924-08-09, e-mail: baranova.al.pavlovna@yandex.ru



2. Cahn R.W. An unusual Nobel Prize. *Notes and Records of the Royal Society*, 2005, vol. 59 (2), pp. 145–153. DOI: 10.1098/rsnr.2004.0082.
3. Jia J., Ding X., Qin Z., Ruan Z., Li W., Liu X., Li H. Overview and analysis of MEMS Coriolis vibratory ring gyroscope. *Measurement*, 2021, vol. 182, p. 109704. DOI: 10.1016/j.measurement.2021.109704.
4. Zhou X., Wu Y., Wu X., Zhang Y., Zheng Y. A novel ring vibrating gyroscope based on side piezo-electrodes. *Journal of Central South University*, 2016, vol. 23, pp. 555–561. DOI: 10.1007/s11771-016-3102-4.
5. Guo X., Cui R., Yan S., Cai Q., Wei W., Shen C., Cao H. Design and experiment for N = 3 wineglass mode metal cylindrical resonator gyroscope closed-loop system. *Electronics*, 2023, vol. 12, p. 131. DOI: 10.3390/electronics12010131.
6. Lin Z., Fu M., Deng Z., Liu N., Liu H. Frequency split elimination method for a solid-state vibratory angular rate gyro with an imperfect axisymmetric-shell resonator. *Sensors*, 2015, vol. 15, pp. 3204–3223. DOI: 10.3390/s150203204.
7. Matveev V.V., Khomyachkova A.N., Kalikanov A.V., Streltsov D.S. Perspektivnye datchiki parametrov dvizheniya, osnovannye na inertsii stoyachikh voln [Advanced motion parameter sensors based on standing wave inertia]. *Pribory i metody izmerenii = Devices and Methods of Measurements*, 2025, vol. 16, no. 4, pp. 294–305. DOI: 10.21122/2220-9506-2025-16-4-294-305.
8. Harris B. The influence of some solutes on Young's modulus of niobium. *Journal of the Less Common Metals*, 1967, vol. 12 (3), pp. 247–250. DOI: 10.1016/0022-5088(67)90121-X.
9. NI-SPAN-C alloy 902 Data Sheet. Publication Number SMC-086. Special Metals Corporation, 2004. 30 p. Available at: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/ni-span-c-alloy-902.pdf> (accessed 12.09.2025).
10. Kim H.Y., Wei L., Kobayashi S., Tahara M., Miyazaki S. Nanodomain structure and its effect on abnormal thermal expansion behavior of a Ti-23Nb-2Zr-0.7Ta-1.2O alloy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (13), pp. 4874–4886. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.060.
11. Yang Y., Castany P., Cornen M., Prima F., Li S.J., Hao Y.L., Gloriant T. Characterization of the martensitic transformation in the superelastic Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy by in situ synchrotron X-ray diffraction and dynamic mechanical analysis. *Acta Materialia*, 2015, vol. 88, pp. 25–33. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.01.039.
12. Zhang L., Wang D., Ren X., Wang Y. A new mechanism for low and temperature-independent elastic modulus. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5, p. 11477. DOI: 10.1038/srep11477.
13. Deng Z., Chu K., Li Q., Onuki Y., Sun Q. Elinvar property of cold-rolled NiTi alloy. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 187, pp. 197–201. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.05.058.
14. Saito T., Furuta T., Hwang J.H., Kuramoto S., Nishino K., Suzuki N., Chen R., Yamada A., Ito K., Seno Y., Nonaka T., Ikehata H., Nagasako N., Iwamoto C., Ikuhara T., Sakuma T. Multifunctional alloys obtained via a dislocation-free plastic deformation mechanism. *Science*, 2003, vol. 300 (5618), pp. 464–467. DOI: 10.1126/science.1081957.
15. Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2008, vol. 1 (1), pp. 30–42. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2007.07.001.
16. Wagner M.F.-X., Windl W. Lattice stability, elastic constants and macroscopic moduli of NiTi martensites from first principles. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56 (20), pp. 6232–6245. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.08.043.
17. Qiu S., Krishnan V.B., Padula S.A., Noebe R.D., Brown D.W., Clausen B., Vaidyanathan R. Measurement of the lattice plane strain and phase fraction evolution during heating and cooling in shape memory NiTi. *Applied Physics Letters*, 2009, vol. 95 (14), p. 141906. DOI: 10.1063/1.3245308.
18. Stebner A.P., Gao X., Brown D.W., Brinson L. Neutron diffraction studies and multivariant simulations of shape memory alloys: Empirical texture development–mechanical response relations of martensitic nickel–titanium. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59 (7), pp. 2841–2849. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.01.023.
19. Stebner A.P., Brown D.W., Brinson L. Young's modulus evolution and texture-based elastic–inelastic strain partitioning during large uniaxial deformations of monoclinic nickel–titanium. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (6), pp. 1944–1956. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.12.015.
20. Qin F., Lu F., Chen Y., Yang J., Zhao X. Deformation induced Elinvar behavior in Fe-Ni Invar alloy. *Science Bulletin*, 2018, vol. 63 (16), pp. 1040–1042. DOI: 10.1016/j.scib.2018.07.006.
21. Ahadi A., Khaledialidusti R., Kawasaki T., Harjo S., Barnoush A., Tsuchiya K. Neutron diffraction study of temperature-dependent elasticity of B19' NiTi-Elinvar effect and elastic softening. *Acta Materialia*, 2019, vol. 173, pp. 281–291. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.05.027.

22. Song Y.W., Jin M., Zuo S., Jin X. Elinvar effect in severely-deformed Ti-50.8(at%)Ni thin belt. *Materials Letters*, 2019, vol. 252, pp. 96–99. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.05.109.
23. Dubinskiy S.M., Markova G.N., Yudina E., Prokoshkin S.D., Brailovski V. Elinvar effect in thermomechanically treated Ti-Nb-Zr alloy. *ESOMAT 2018 – European Symposium on Martensitic Transformations*. Invited Articles from ESOMAT 2018. 2019, p. 83. DOI: 10.1051/esomat/201900083.
24. Dubinskiy S., Markova G., Baranova A., Vvedenskiy V., Minkova I., Prokoshkin S.D., Brailovski V. A non-typical Elinvar effect on cooling of a beta Ti-Nb-Zr alloy. *Materials Letters*, 2022, vol. 314, p. 131870. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.131870.
25. Baranova A., Dubinskiy S., Tabachkova N., Prokoshkin S., Brailovski V. Kinetic features of the isothermal ω -phase formation in superelastic Ti-Nb-Zr alloys. *Materials Letters*, 2022, vol. 325, p. 132820. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.132820.
26. Baranova A., Dubinskiy S., Konopatsky A., Markova G., Vvedenskaia I., Prokoshkin S., Brailovski V. On the mechanisms and thermocyclic stability of $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ transformation in a superelastic Ti-Nb-Zr shape memory alloy. *Shape Memory and Superelasticity*, 2024, vol. 10 (3), pp. 289–296. DOI: 10.1007/s40830-024-00497-7.
27. Kim H.Y., Miyazaki S. Martensitic transformation and superelastic properties of Ti-Nb based alloys. *Materials Transactions*, 2015, vol. 56 (5), pp. 625–634. DOI: 10.2320/matertrans.M2014454.
28. Dubinskiy S., Baranova A., Markova G., Prokoshkin S. Search for intrinsic elinvar behaviour in beta titanium alloys. *Materials Letters*, 2024, vol. 366, p. 136504. DOI: 10.1016/j.matlet.2024.136504.
29. Murray J.L. The Ti-Zr system. Murray J.L. *Phase diagrams of binary titanium alloys*. Metals Park, Ohio, ASM International, 1987, pp. 340–345.
30. Martins G., da Silva C., Nunes C., Trava-Airoldi V., Borges L.A., Machado J.P.B. Beta Ti-45Nb and Ti-50Nb alloys produced by powder metallurgy for aerospace application. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 660–661, pp. 405–410. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.660-661.405.
31. Kim H.Y., Hashimoto S., Kim J.I., Hosoda H., Miyazaki S. Mechanical properties and shape memory behavior of Ti-Nb alloys. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45 (7), pp. 2443–2448. DOI: 10.2320/matertrans.45.2443.
32. Kim H.Y., Kim J.I., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S. Effect of thermo-mechanical treatment on mechanical properties and shape memory behavior of Ti-(26–28) at.% Nb alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 438–440, pp. 839–843. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.136.
33. Afonso C., Aleixo G., Ramirez A., Caram R. Influence of cooling rate on microstructure of Ti-Nb alloy for orthopedic implants. *Materials Science and Engineering: C*, 2007, vol. 27 (4), pp. 908–913. DOI: 10.1016/j.msec.2006.11.001.
34. Karre R., Niranjana M.K., Dey S.R. First principles theoretical investigations of low Young's modulus beta Ti-Nb and Ti-Nb-Zr alloys compositions for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: C*, 2015, vol. 50, pp. 52–58. DOI: 10.1016/j.msec.2015.01.061.
35. Baranova A.P. *Strukturnye faktory i termomekhanicheskie usloviya proyavleniya netipichnogo elinvarnogo effekta v splavakh s pamyat'yu formy na osnove Ti-Nb*. Diss. kand. fiz.-mat. nauk [Structural factors and thermo-mechanical conditions for the manifestation of the non-typical Elinvar effect in Ti-Nb-based shape memory alloys. PhD. in phys. and math. sci. diss.]. Moscow, 2022. 145 p.
36. Brasil S.P. *Análise de parâmetros de influência na microestrutura e propriedades de ligas Ti-Mo-Zr aplicadas em próteses ortopédicas*. PhD Thesis. Campinas, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 215 p.
37. Glazunov S.G., Moiseev V.N. *Konstruktsionnye titanovye splavy* [Structural titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974. 368 p.
38. Moiseev V.N. Beta-titanovye splavy i perspektivy ikh razvitiya [Beta-titanium alloys and prospects of their development]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1998, no. 12, pp. 11–14. (In Russian).
39. Boyer R.R., Briggs R.D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, vol. 14 (6), pp. 681–685. DOI: 10.1361/105994905X75448.
40. Li M., Min X., Yao K., Ye F. Novel insight into the formation of α'' -martensite and ω -phase with cluster structure in metastable Ti-Mo alloys. *Acta Materialia*, 2019, vol. 164, pp. 322–333. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.10.048.
41. Weiss I., Semiati S. Thermomechanical processing of beta titanium alloys – an overview. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, vol. 243 (1–2), pp. 46–65. DOI: 10.1016/s0921-5093(97)00783-1.

42. Cardoso F.F., Ferrandini P.L., Lopes E.S.N., Cremasco A., Caram R. Ti–Mo alloys employed as biomaterials: Effects of composition and aging heat treatment on microstructure and mechanical behavior. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2013, vol. 32, pp. 31–38. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.11.021.
43. He F., Yang S., Cao J. Effect of cold rolling and aging on the microstructure and mechanical properties of Ti–Nb–Zr alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, vol. 29 (5), pp. 3411–3419. DOI: 10.1007/s11665-020-04810-0.
44. Kudryashova A., Lukashevich K., Derkach M., Strakhov O., Dubinskiy S., Andreev V., Prokoshkin S., Sheremetyev V. Effect of cold drawing and annealing in thermomechanical treatment route on the microstructure and functional properties of superelastic Ti–Zr–Nb alloy. *Materials*, 2023, vol. 16 (14), p. 5017. DOI: 10.3390/ma16145017.
45. Baranova A., Dubinskiy S., Vvedenskaya I., Bazlov A., Tabachkova N., Sheremetyev V., Teplyakova T., Strakhov O., Prokoshkin S. Evolution of structure and texture formation in thermomechanically treated Ti–Zr–Nb shape memory alloys. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (9), p. 3647. DOI: 10.3390/app14093647.
46. Ozan S., Lin J., Li Y., Zhang Y., Munir K., Jiang H., Wen C. Deformation mechanism and mechanical properties of a thermomechanically processed β Ti–28Nb–35.4Zr alloy. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, vol. 78, pp. 224–234. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.11.025.
47. Kim K.M., Kim H.Y., Miyazaki S. Effect of Zr content on phase stability, deformation behavior, and Young's modulus in Ti–Nb–Zr Alloys. *Materials*, 2020, vol. 13, p. 476. DOI: 10.3390/ma13020476.
48. De Araújo R., Donato T., Sousa K., Kuroda P., Grandini C. Unveiling the effect of Mo on the crystal structure of β -BCC, microhardness, elastic modulus, and biocompatibility in titanium alloys. *Journal of Alloys and Compounds Communications*, 2025, vol. 6, p. 100076. DOI: 10.1016/j.jacomc.2025.100076.
49. Min X.H., Emura S., Zhang L., Tsuzaki K. Effect of Fe and Zr additions on ω phase formation in β -type Ti–Mo alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 497 (1–2), pp. 74–78. DOI: 10.1016/j.msea.2008.06.018.
50. GOST 19807–91. *Titan i splavy titanovye deformiruemye. Marki* [State standard 19807–91. Wrought titanium and titanium alloys. Grades]. Moscow, Standartinform Publ., 2006. 15 p.
51. Helth A., Pilz S., Kirsten T., Giebeler L., Freudenberger J., Calin M., Eckert J., Gebert A. Effect of thermomechanical processing on the mechanical biofunctionality of a low modulus Ti–40Nb alloy. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2016, vol. 65, pp. 137–150. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.08.017.
52. Zhou Y.-L., Luo D.-M. Microstructures and mechanical properties of Ti–Mo alloys cold-rolled and heat treated. *Materials Characterization*, 2011, vol. 62 (10), pp. 931–937. DOI: 10.1016/j.matchar.2011.07.010.
53. Chiu W.-T., Hayakawa R., Nohira N., Tahara M., Inamura T., Hosoda H. Correspondence of the aging behaviors and the phase constituents of the Ti–Mo-based alloys tailored by the Al and Zr additions. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 991, p. 174509. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.174509.
54. Lu J.-W., Zhao Y.-Q., Ge P., Niu H.-Z. Microstructure and beta grain growth behavior of Ti–Mo alloys solution treated. *Materials Characterization*, 2013, vol. 84, pp. 105–111. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.07.014.
55. Wang T., Guo H., Tan L., Yao Z., Zhao Y., Liu P. Beta grain growth behaviour of TG6 and Ti17 titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528 (21), pp. 6375–6380. DOI: 10.1016/j.msea.2011.05.042.
56. Ferreira A.M., Martorano M.A., De Lima N.B., Padilha A.F. Effects of recovery and recrystallization on microstructure and texture during annealing of a cold deformed superconducting Nb–50(wt.%)Ti alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 887, p. 161334. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161334.
57. Cai S., Bailey D.M., Kay L.E. Effect of annealing and cold work on mechanical properties of beta III titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 21, pp. 2559–2565. DOI: 10.1007/s11665-012-0302-4.
58. Zhang S., Wang Q., Cheng X., Han J., Zhang W., Zhang C., Wu J. Static recrystallization behavior and texture evolution during annealing in a cold rolling beta titanium alloy sheet. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 899. DOI: 10.3390/met12060899.
59. Zhang K., Wang K., Fu Y., Xiao W., Han J., Zhao X. Strain glass transition in a metastable β Ti–Nb–O alloy with high oxygen content. *Scripta Materialia*, 2022, vol. 214, p. 114661. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2022.114661.
60. Wang Y., Gao J., Wu H., Yang S., Ding X., Wang D., Ren X., Wang Y., Song X., Gao J. Strain glass transition in a multifunctional β -type Ti alloy. *Scientific Reports*, 2014, vol. 4, p. 3995. DOI: 10.1038/srep03995.
61. Cui J., Ren X. Elinvar effect in Co-doped TiNi strain glass alloys. *Applied Physics Letters*, 2014, vol. 105 (6), p. 061904. DOI: 10.1063/1.4893003.

62. Muradyan A., Lukashevich K., Derkach M., Andreev V., Cheverikin V., Prokoshkin S., Sheremetyev V. Microstructure and properties of superelastic Ti-18Zr-15Nb alloy subjected to combination of moderate/severe cold drawing and post-deformation annealing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 1010, p. 177370. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177370.

63. Lukashevich K., Komissarov A., Andreev V., Prokoshkin S., Sheremetyev V. Comparative study of mechanical and functional properties of age-hardened superelastic Ti–Zr–Nb alloy with different initial microstructures. *Shape Memory and Superelasticity*, 2024, vol. 10, pp. 392–406. DOI: 10.1007/s40830-024-00507-8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).