

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295: 536.424.1

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В α -Ti В ХОДЕ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

© 2024 г. Н. А. Шурыгина^{a, b, *}, Р. В. Сундеев^b, А. В. Шалимова^a, А. А. Велигжанин^c,
Е. Н. Блинова^a, А. М. Глезер^a, О. П. Черногорова^d

^aФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, ул. Радио, 23/9, стр. 2, Москва, 105005 Россия

^bРТУ МИРЭА, пр-т Вернадского, 78, Москва, 119454 Россия

^cНИЦ “Курчатовский институт”, пл. Академика Курчатова, 1, Москва, 123182 Россия

^dИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Ленинский пр-т, 49, Москва, 119334 Россия

*e-mail: shnadya@yandex.ru

Поступила в редакцию 07.02.2024 г.

После доработки 10.06.2024 г.

Принята к публикации 20.06.2024 г.

Проведено исследование фазового превращения в технически чистом титане при различных способах деформации: осадкой в условиях высокого давления и кручения под высоким квазигидростатическим давлением. Набор современных структурных методов исследования включал микроиндентирование, дифракцию рентгеновских лучей, просвечивающую электронную микроскопию, а также EXAFS-спектроскопию в синхротронном излучении для подробного выяснения локальной атомной структуры фаз. Выявлена корреляция между протеканием фазового превращения и способом деформации. Показано, что деформация сдвигом под высоким давлением при комнатной температуре в отличие от осадки под давлением без сдвиговой компоненты способствует возникновению высокотемпературной β -фазы с локальным атомным порядком, отличным от такового в исходной фазе.

Ключевые слова: большая пластическая деформация, структура, фазовые превращения, EXAFS-спектроскопия

DOI: 10.31857/S0015323024090083, **EDN:** KEQVOK

ВВЕДЕНИЕ

Титан и его сплавы применяются как перспективные конструкционные материалы в аэрокосмической технике, химическом машиностроении, медицине и ядерной энергетике. Для повышения физико-механических характеристик титана в широкой области температур в настоящее время используются различные методы больших пластических (мегапластических) деформаций. Получение необходимого комплекса свойств обеспечивается за счет существенного измельчения структуры, изменения плотности и конфигурации дефектов и других элементов структуры.

Активно продолжаются систематические исследования закономерностей изменения структуры, присущих металлическим материалам в процессе мегапластических деформаций [1]. В частности, много интересных и важных резуль-

татов, полученных при кручении под высоким квазигидростатическим давлением (КВД), были рассмотрены и обобщены в работах [2, 3, 4, 5].

Известно, что управление параметрами микроструктуры и фазовым составом в ходе различных способов деформирования позволяет контролировать механизмы упрочнения и получать в чистом титане и его сплавах свойства, сбалансированные по прочности и пластичности [6, 7, 8, 9]. Например, в работе [10] было показано, что метастабильная ω -фаза титана с размером кристаллитов около 50 нм формируется в ходе КВД при давлении 6 ГПа, причем более 90% α -Ti трансформируется в ω -фазу за короткий инкубационный период (всего 300 с). В работе подчеркивается, что статическая нагрузка за то же самое время не приводит к фазовому превращению. Исследовали фазовый состав и структуру титана после мегапластической де-

формации под давлением, осуществляемой двумя разными методами: КВД и динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП) [11, 12]. При КВД после 10 оборотов ω -фаза образуется в виде нанозерен [13] размером 150 нм, тогда как в ходе ДКУП эта же фаза возникает в виде наноразмерных частиц, ориентационно связанных с α -фазой. Также активно ведутся исследования и обратного фазового $\omega \rightarrow \alpha$ -превращения при КВД, так, в работе [14] подробно изучены его кинетика и термодинамические особенности.

Недавние исследования показали, что в ходе КВД ω -фаза высокого давления в чистом Ti может быть даже стабилизирована [15, 16, 17, 18, 19] при варьировании параметров деформации.

Как видно из обзора приведенных данных, остается не ясным, какие моды деформации приводят к конкретным фазовым превращениям в α -Ti. В связи с этим, целью данной работы является систематическое структурное исследование фазового превращения α -Ti в ходе двух различных способов деформации: осадка под высоким давлением и КВД.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан BT1-0 (α -фаза), полученный методом вакуумной выплавки и последующей прокатки полос до толщины 50 мкм. Химический состав исследуемого сплава титана приведен в табл. 1. Видно, что по содержанию основных элементов он соответствует сплаву BT1-0, согласно ГОСТ 19807–91.

Готовые образцы отжигали при 800°C в течение 3 ч. После отжига сплав имел равноосную структуру зерен α -фазы со средним размером ~150 мкм. КВД проводили в камере Бриджмена при комнатной температуре. Использовали два вида деформации образцов в камере Бриджмена: 1) к образцам было приложено только высокое квазигидростатическое давление ($P = 6$ ГПа) без кручения, выдержка 10 мин; 2) другая часть образцов была продеформирована КВД при той же величине давления ($P = 6$ ГПа) [20], скорость вращения подвижного бойка — 1 об/мин, число полных оборотов подвижной наковальни (N) было равно 1 и 4.

Объемные доли α - и ω -фаз (V , отн.ед.) рассчитывали по данным рентгеноструктурного анализа (РСА). Съемку вели на дифрактометре ДРОН-3 по методу Брегга–Брентано в пошаговом режиме в излучении Cu- K_α ($\lambda = 1.54178$ Å).

Структурные исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM 200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) получали методом струйной полировки на установке TenuPol-5. Состав электролита: 20% HClO_4 + 80% $\text{CH}_3\text{CO}_2\text{H}$.

Измерения микротвердости HV выполняли на микротвердомере LECO М 400 А при нагрузке 50 г и времени нагружения 5 с. Все исследования локальной структуры и микротвердости проводили в областях, соответствующих половине радиуса дискообразных образцов.

Локальную атомную структуру как исходных образцов, так и образцов после деформации исследовали методом спектроскопии поглощения рентгеновских лучей (EXAFS-спектроскопии) с использованием синхротронного излучения на экспериментальной станции СТМ [21] источника синхротронного излучения “КИ-СИ-Курчатов” вблизи K -края поглощения титана ($E_0 = 4966$ эВ). Для монокристаллизации синхротронного излучения использовали кремниевый монокристалл с ориентацией (111) в виде моноблока с вырезом (“Бабочка”), установленный на гониометрической головке, обеспечивающий энергетическое разрешение $\Delta E/E = 2 \cdot 10^{-4}$. Экспериментальные спектры измеряли в диапазоне 4700–5500 эВ поточечным сканированием по энергии и обрабатывали с применением стандартных процедур выделения фона, нормирования на величину скачка K -края и выделения атомного поглощения с помощью программного пакета IFEFFIT [22, 23].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Образцы после выдержки под давлением 6 ГПа

По результатам РСА сплава BT1-0 после приложения давления и выдержки под ним без кручения было установлено, что структура полностью состоит из α -Ti. Этот спектр совпадает со

Таблица 1. Химический состав исследуемого сплава титана, мас. %

	Ti	Mn	Fe	Al	Mo	Si
Сплав Ti	99.1	0.580	0.088	0.198	0.014	0.012
BT1-0 (ГОСТ 19807–91)	осн	—	0.25	<0.70	—	0.10

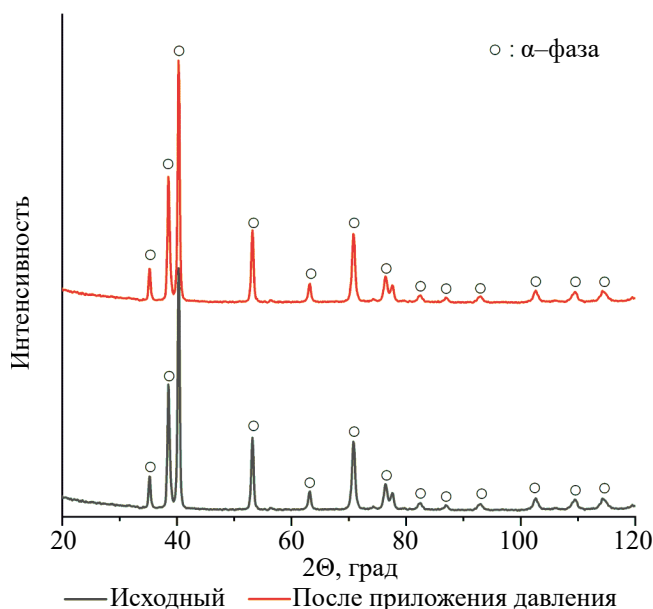


Рис. 1. Дифрактограмма от образцов титана BT1-0 в исходном состоянии и после приложения давления 6 ГПа в течение 10 мин.

спектром образца в исходном состоянии. Оба спектра приведены на рис. 1.

ПЭМ-исследования исходных образцов и образцов после приложения давления 6 ГПа в течение 10 мин также показали, что структура состоит из α -Ti, размер зерна – около 1 мкм. Значимых различий в структуре образцов не наблюдается (рис. 2).

Значение микротвердости HV после выдержки под давлением составляет 2.66 ГПа и соответствует уровню микротвердости α -Ti в исходном состоянии.

Исследование методом EXAFS-спектроскопии

Метод EXAFS позволяет исследовать локальное атомное окружение поглощающего атома, в данном случае титана, на расстояниях до 4–5 Å [24]. Такая чувствительность позволяет исследовать наночастицы с размерами в единицы нанометров, которые сложно увидеть традиционными методами, такими как рентгеновская дифракция и электронная микроскопия [25].

Отдельные межатомные расстояния от поглощающего атома до соседних проявляются в виде пиков в модуле фурье-трансформанты протяженной тонкой структуры спектров поглощения, причем положение пика примерно соответствует межатомному расстоянию. Интерпретация спектров поглощения и получение количественных данных зависят от исходной модели, в качестве которой использована модифицированная α -фаза титана. В аппроксимацию были включены 3 координационных сферы (КС) титана из α -фазы с начальными расстояниями 2.91 Å (координационное число КЧ = 12) и 4.10 Å (КЧ = 6), 5.06 Å (КЧ = 18).

На рис. 3 представлены модули фурье-преобразования экспериментальных и расчетных EXAFS-спектров сплава BT1-0 в исходном состоянии, после приложения давления 6 ГПа с выдержкой 10 мин, а также для образцов сплава после кручения на 1 и 4 оборота. Условия обработки всех спектров EXAFS были одинаковы.

Численные параметры локальной атомной структуры для сплава в исходном состоянии, после приложения давления 6 ГПа с выдержкой 10 минут, после КВД на 1 и 4 оборота, полученные в результате подгонки спектров, представлены в таблице 2, где R – расстояние между атомами, σ^2 – Фактор Дебая–Уоллера. Видно, что:

1) Приложение давления 6 ГПа с выдержкой в течение 10 мин не приводит к фазовым превра-

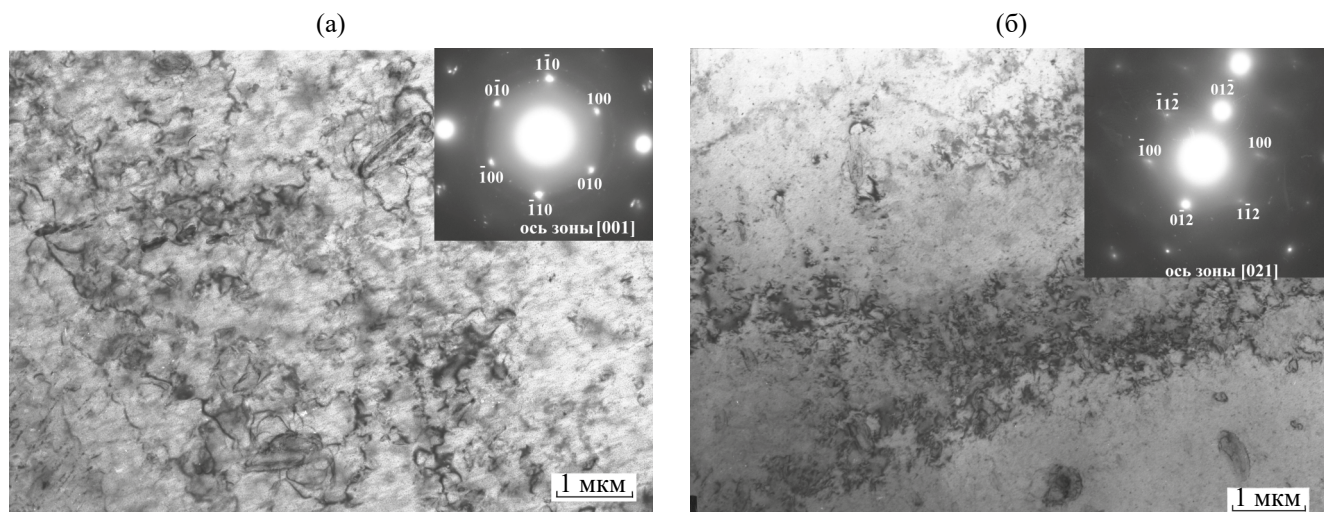


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроstructures сплава в исходном состоянии (а) и после приложения давления 6 ГПа в течение 10 мин (б).

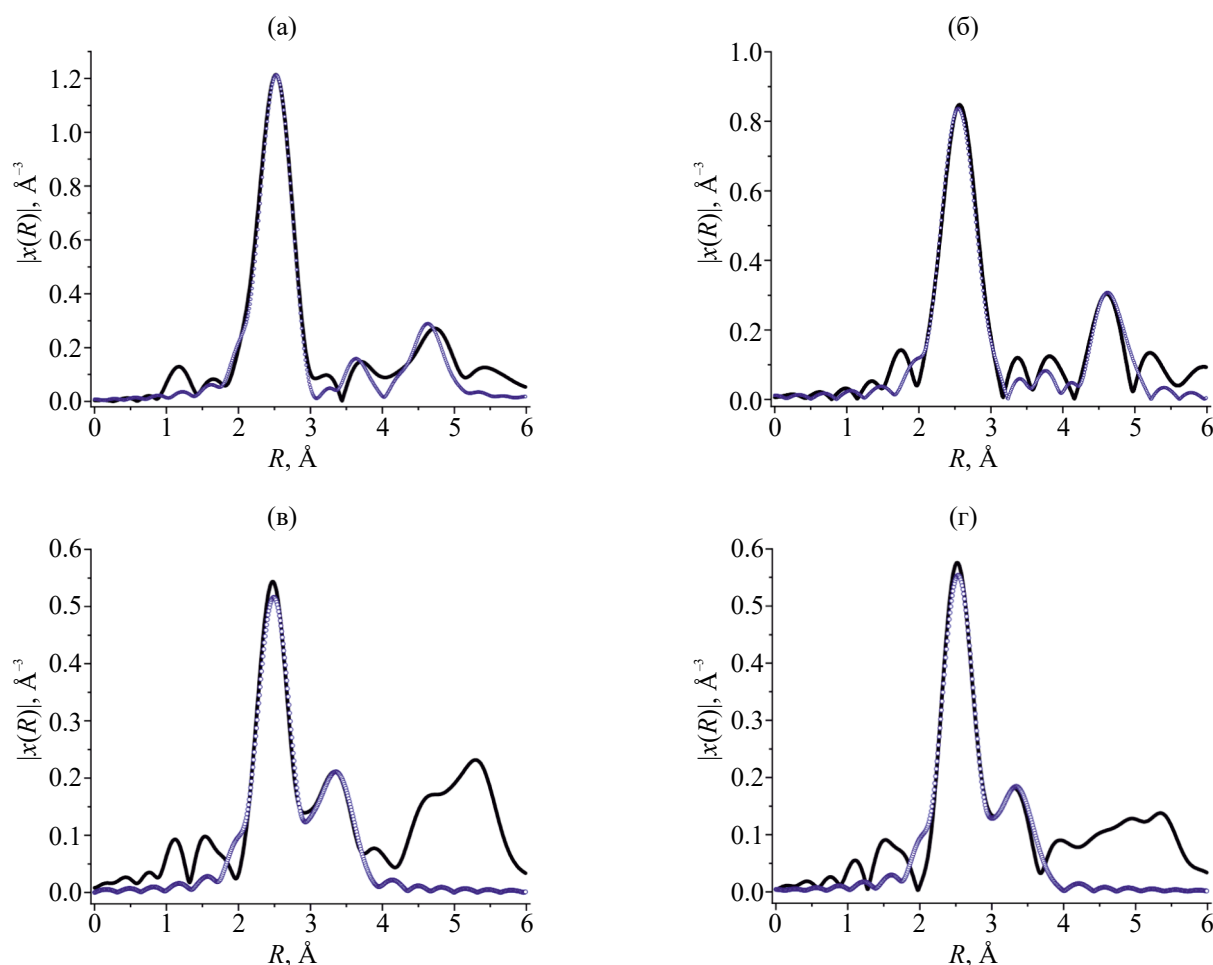


Рис. 3. Сравнение экспериментального (прозрачные синие точки) и расчетного спектров EXAFS (сплошные линии) в R -пространстве для образца BT1-0 в исходном состоянии (а), после приложения давления 6 ГПа с выдержкой 10 минут (б), после КВД на 1 оборот (в), после КВД на 4 оборота (г).

шениям, структура состоит из α -Ti. Изменений формы фурье-трансформант спектров EXAFS не происходит.

2) В результате воздействия КВД (при $N = 1$ и 4 оборота), в области 3–4 Å происходят значимые изменения локальной структуры титана, связанные с изменением фазового состава образца. В этой области проявляется вторая координационная сфера β -фазы титана ($R = 3.3$ Å), причем ее радиус увеличивается после КВД при $N = 1$ и 4 оборота.

3) Если сравнить полученные в работе результаты (табл. 2) с классическими табличными данными (табл. 3) [26], видно, что отсутствует набор параметров, характерных для ω -фазы.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследования методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии со всей очевидностью показывают, что приложение только давления 6 ГПа в те-

чение 10 мин не приводит к фазовым превращениям в сплаве BT1-0. Действительно, рентгеновские спектры деформированного и исходного материала совпадают (рис. 1).

По электронно-микроскопическим изображениям (рис. 2) также не представляется возможным выявить разницу в структуре исходного и деформированного осадкой сплава. Спектры EXAFS-спектроскопии также не изменяются в результате воздействия давления без сдвига, что свидетельствует об отсутствии каких-либо фазовых превращений. Таким образом, проведенное исследование перекликается с работами [10 и 11], в которых также было показано, что статическое нагружение титана давлением 6 ГПа в течение 300 с не приводит к фазовому превращению.

Ранее в нашей работе [20] было показано, что при КВД технически чистого титана при 293 К в камере Бриджмена развивается фазовое превращение $\alpha \rightarrow \omega$ -мартенситного типа, причем, ω -фаза возникает уже при $N = \frac{1}{4}$ оборота в коли-

Таблица 2. Структурные параметры, полученные после обработки EXAFS-спектров на K -крае титана

Образец	КС	Путь	Координационное число	R , Å	Фактор Дебая–Уоллера σ^2 , 10^{-3} Å ²
Исх. сост.	1	Ti-Ti ₁	12	2.900(8)	5.2 ± 1.4
	2	Ti-Ti ₂	6	4.09(5)	13.1 ± 8.1
	3	Ti-Ti ₃	18	5.09(2)	8.2 ± 3.2
		Ti-Ti _β	2±1	3.3	5.2 ± 1.4
После приложения давления	1	Ti-Ti ₁	12	2.91(1)	4.5 ± 1.9
	2	Ti-Ti ₂	6	4.1(1)	17.9 ± 16.9
	3	Ti-Ti ₃	18	5.06(2)	3.5 ± 2.5
		Ti-Ti _β	4±2	3.3	4.5 ± 1.9
КВД, $N=1$	1	Ti-Ti ₁	12	2.86(2)	2.9 ± 2.3
	2	Ti-Ti ₂	6	3.83(3)	0.1 ± 3.4
		Ti-Ti _β	6±2	3.40(4)	2.9 ± 2.3
КВД, $N=4$	1	Ti-Ti ₁	12	2.90(2)	3.4 ± 2.5
	2	Ti-Ti ₂	6	3.84(4)	3.9 ± 5.2
		Ti-Ti _β	5±2	3.42(4)	3.4 ± 2.5

Таблица 3. Параметры локального окружения атома титана для α -, ω - и β -фаз на основании кристаллической структуры [26]

α -фаза ($P6_3/mmc$)		ω -фаза ($P6_3/mmm$)				β -фаза ($Im\bar{3}m$)	
R , Å	КЧ	R , Å	КЧ	R , Å	КЧ	R , Å	КЧ
2.8740	4	2.8200	2	2.6559	3	2.8635	8
2.8743	2	3.0069	12	2.8200	2	3.3065	6
2.9064	6	4.6000	6	3.0069	6	4.6761	12
4.0872	2	4.9946	12	3.8738	6		
4.0876	4			4.6000	6		
4.6667	2			4.9946	6		

честве $V_\omega = 0.08$ и ее относительный объем плавно увеличивается с увеличением N до значения $V_\omega = 0.23$ при $N=4$.

Методами РСА и ПЭМ удастся обнаружить только α - и ω -фазы титана [20]. Из литературных данных известно, что в α -Ti кроме $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения существует еще высокотемпературный $\alpha \rightarrow \beta$ -фазовый переход [8]. В настоящей работе высокотемпературный $\alpha \rightarrow \beta$ -переход был зафиксирован в ходе КВД при комнатной температуре с помощью EXAFS-спектроскопии. После деформации, соответствующей КВД $N=1$, величина расстояния R первой координационной сферы практически коррелирует со значением R для исходного состояния. Во второй КС наблюдается уменьшение значения R , т. е. материал как бы “уплотняется” при деформации, соответствующей $N=1$.

В фурье-трансформанте спектра поглощения возникает дополнительный пик на расстоянии

3.3 Å, которое не характерно ни для α - и ни для ω -фаз. Однако такое возможно в локальной структуре, характерной для β -фазы (табл. 3). Поэтому для учета возможного образования β -фазы титана в модель была добавлена еще одна координационная сфера с начальным $R = 3.3$ Å с варьируемым координационным числом КЧ_β. Следует отметить, поскольку спектроскопия EXAFS чувствительна до расстояния ~ 5 Å, имеющиеся данные не позволяют оценить размер образующихся частиц β -фазы. Вероятнее всего, β -фаза титана формируется в нанокристаллическом виде с размерами кристаллитов ~ 1 –2 нм. Поэтому ее сложно фиксировать при использовании методов РСА и ПЭМ.

Как известно, β -фаза в титане возникает при повышенных температурах [7, 27, 28]. Возникает вопрос почему высокотемпературная β -фаза возникает только в ходе КВД и не возникает в ходе приложения давления?

КВД представляет собой сложный процесс, в ходе которого фиксируются формоизменение деформируемого твердого тела и происходят существенные изменения в структуре и свойствах самого материала. Не последнюю роль в этих процессах играет факт высокой степени локальной деформации, присущий КВД, которая, как правило, сконцентрирована в полосах скольжения. Следствием гигантских значений этой деформации является ускорение диффузии за счет генерации большого числа неравновесных вакансий на границах и тройных стыках зерен, и спонтанное локальное повышение температуры в полосах сдвига, зафиксированное экспериментально в цитируемых работах [29, 30, 31, 32, 33]. В работах [34, 35] показано, что аномальное повышение величины коэффициента диффузии за счет генерации вакансий при КВД способствует фазовым превращениям. Учитывая эти обстоятельства – аномально высокую скорость диффузии и локальное повышение температуры, можно предположить осуществление в ходе КВД быстро протекающего превращения $\alpha \rightarrow \beta$.

ВЫВОДЫ

1) По результатам РСА, ПЭМ, EXAFS-спектроскопии и измерения микротвердости *HV* сплава ВТ1-0 было установлено, что приложение давления 6 ГПа с выдержкой в течение 10 мин без кручения в камере Бриджмена не приводит к фазовым превращениям. Структура деформированного α -Ti не отличается от структуры сплава в исходном состоянии.

2) В ходе исследования локальной структуры сплава методом EXAFS-спектроскопии, после КВД при комнатной температуре (при 1 и 4 оборотах) в области 3–4 Å происходят значимые изменения локальной структуры титана, связанные с изменением фазового состава сплава. В этой области проявляется вторая координационная сфера высокотемпературной β -фазы титана ($R = 3.3$ Å). Вероятнее всего, в этом случае, β -фаза формируется в нанокристаллическом виде с размерами кристаллитов ~ 1 –2 нм.

3) Таким образом, показана возможность осуществления в ходе КВД (при комнатной температуре) превращения $\alpha \rightarrow \beta$, связанного с аномально высокой скоростью диффузии и локальным повышением температуры в полосах скольжения.

Данная работа финансировалась за счет средств бюджета организации. Никаких дополнительных грантов на проведение или руководство данным конкретным исследованием получено не было.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Vinogradov A., Estrin Yu. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // *Progr. Mater. Sci.* 2018. V. 95. P. 172–242.
2. Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryła K., Čížek J., Divinski S., Enikeev N.A., Estrin Y., Faraji G., Figueredo R.B., Fuji M., Furuta T., Grosdidier T., Gubicza J., Hohenwarter A., Horita Z., Huot J., Ikoma Y., Janeček M., Kawasaki M., Král P., Kuramoto S., Langdon T.G., Leiva D.R., Levitas V.I., Mazilkin A., Mito M., Miyamoto H., Nishizaki T., Pippan R., Popov V.V., Popova E.N., Purcek G., Renk O., Révész Á., Sauvage X., Sklenicka V., Skrotzki W., Straumal B.B., Suwas S., Toth L.S., Tsuji N., Valiev R.Z., Wilde G., Zehetbauer M.J., Zhu X. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances // *Mater. Res. Lett.* 2022. V. 10. P. 163–256.
3. Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988 // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 652. P. 325.
4. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. and Kurzina I.A. Plastic Deformation of Nanostructured Materials // *CISP*, Taylor & Francis Group. 2017. 334 p.
5. Страумал Б.Б., Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С., Страумал П.Б., Петренко А.Г., Томашевская Е.Ю. Фазовые превращения, вызванные кручением под высоким давлением // *ФММ.* 2022. Т. 123. № 12. С. 1283–1288.
6. Утяшев Ф.З. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых материалов. Уфа: Гилем. НИКБашк. энцикл, 2013. 376 с.
7. Zhang J., Zhao Y., Pantea C., Qian J., Daemen L.L., Rigg P.A., Hixson R.S., Greeff C.W., Gray III G.T., Yang Y., Wang L., Wang Y., Uchid T. Experimental constraints on the phase diagram of elemental zirconium // *J. Phys. Chem. Sol.* 2005. V. 66. P. 1213.
8. Валиев Р.З., Усанов Э.И., Резяпова Л.Р. Сверхпрочность наноструктурных металлических материалов: физическая природа и механизмы упрочнения // *ФММ.* 2022. Т. 123. № 12. С. 1355–1361.
9. Nosova G.I. Phase Transformations in Titanium Based Alloys. Moscow: Metallurgia, 1968. 180 p.
10. Zel'Dovich V.I., Frolova N. Yu., Patselov A.M., Gundyrev V.M., Kheifets A.E., Pilyugin V.P. The ω -phase in titanium upon deformation under pressure // *Phys. Met. Metal.* 2010. V. 109. № 1. P. 30–38.
11. Жилев А.П., Попов В.А., Шарафутдинов А.Р., Даниленко В.Н. Индуцированная сдвигом под давлением метастабильная ω -фаза в титане // *Письма о материалах.* 2011. Т. 1. С. 203–207.
12. Kriegl M.J., Rudolph M., Kilmametov A., Straumal B.B., Ivanisenko J., Fabrichnaya O., Hahn H., Rafa-

- ja D. Formation and Thermal Stability of ω -Ti(Fe) in α -Phase-Based Ti(Fe) Alloys // *Metals*. 2020. V. 10. P. 402.
13. Shirooyeh M., Xu J., Langdon T.G. Microhardness evolution and mechanical characteristics of commercial purity titanium processed by high-pressure torsion // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 614. P. 223–231.
 14. Egorova L. Yu., Khlebnikova Yu.V., Pilyugin V.P., Resnina N.N. Calorimetry and peculiarities of reverse $\omega \rightarrow \alpha$ phase transformation in Zr and Ti pseudo-single crystals // *Phys. Met. Metal.* 2022. V. 123. № 5. P. 482–488.
 15. Todaka Y., Sasaki J., Moto T., Umemoto M. Bulk submicrocrystalline ω -Ti produced by high-pressure torsion straining // *Scripta Mater.* 2008. V. 59. P. 615–618.
 16. Pérez-Prado M.T., Gimazov A.A., Ruano O.A. Bulk nanocrystalline ω -Zr by high-pressure torsion // *Scripta Mater.* 2008. V. 58. P. 219.
 17. Zhilyaev A.P., Galvez F., Sharafutdinov A., Pérez-Prado M.T. Influence of the high pressure torsion die geometry on the allotropic phase transformations in pure Zr // *Mater. Sci. Eng. A*. 2010. V. 527. P. 3918.
 18. Adachi N., Todaka Y., Suzuki H., Umemoto M. Evolution of deformation texture of high-pressure ω -phases in pure Ti and Zr during high-pressure torsion straining // *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2015. V. 82. P. 012020.
 19. Shahmir H., Langdon T.G. Characteristics of the allotropic phase transformation in titanium processed by high-pressure torsion using different rotation speeds // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 667. P. 293–299.
 20. Shurygina N.A., Cheretaeva A.O., Glezer A.M., D'yakonov D.L., Chshetinin I.V., Sundeev R.V., Tomchuk A.A., Muradimova L.F. Effect of the temperature of megaplastic deformation in a Bridgman chamber on the formation of structures and the physicochemical properties of Titanium // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2018. V. 82. № 9. P. 1113–1124.
 21. Chernyshov A.A., Veligzhanin A.A., Zubavichus Y.V. Structural Materials Science end-station at the Kurchatov Synchrotron Radiation Source: Recent instrumentation upgrades and experimental results // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*. 2009. V. 603. № 1–2. P. 95–98.
 22. Newville M. EXAFS analysis using FEFF and FEFIT // *J. Synchrotron Radiation*. 2001. V. 8. № 2. P. 96–100.
 23. Sigov A.S., Lazarenko E.R., Golovanova N.B., Minaeva O.A., Anevsky S.I., Minaev R.V., Pushkin P. Yu. Synchrotron radiation of a single electron application for optical spectroradiometry // *Russ. Technol. J.* 2023. V. 11. № 5. P. 71–80.
 24. Joross H., Ravel B., Anber E., Hollenbach J., Sur D., Hattrick-Simpers J., Taheri M.L., DeCost B. Why is EXAFS for complex concentrated alloys so hard? Challenges and opportunities for measuring ordering with X-ray absorption spectroscopy // *Mater.* 2023. V. 6. № 11. P. 3763–3781.
 25. Srabionyan V.V., Bugaev A.L., Pryadchenko V.V., Avakyan L.A., van Bokhoven J.A., Bugaev L.A. EXAFS study of size dependence of atomic structure in palladium nanoparticles // *J. Phys. Chem. Solids*. 2014. V. 75. № 4. P. 470–476.
 26. Wyckoff R.W.G. Hexagonal closest packed, hcp, structure / *Crystal Structures*, Second edition. Interscience Publishers. New York, 1963. V. 1. P. 7–83.
 27. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. Москва: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
 28. Wei H. Effect of alloying elements on the properties of titanium alloy // *Rare Metal Mater. Eng.* 1978. V. 7. P. 47–75.
 29. Glezer A.M., Sundeev R.V., Shalimova A.V., Metlov L.S. Physics of severe plastic deformation // *Phys. Usp.* 2023. V. 66. P. 3258.
 30. Edalati K., Miresmaeili R., Horita Z. Significance of temperature increase in processing by high-pressure torsion *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. V. 528. P. 7301.
 31. Pereira P.H.R., Figueiredo R.B., Huang Y., Cetlin P.R., Langdon T.G. Modeling the temperature rise in high-pressure torsion // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 593. P. 185–188.
 32. Hartley K.A., Duffy J., Hawley R.H. Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels deforming at high strain rates // *J. Mech. Phys. Solids*. 1987. V. 35. № 3. P. 283–301.
 33. Li J.G., Umemoto M., Todaka Y., Fujisaku K., Tsuchiya K. The dynamic phase transformation and formation of nanocrystalline structure in SUS304 austenitic stainless steel subjected to high pressure torsion // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2008. V. 18. P. 577–582.
 34. Разумов И.К., Ермаков А.Е., Горностырев Ю.Н., Страумал Б.Б. Неравновесные фазовые превращения в сплавах при интенсивной пластической деформации // *УФН*. 2020. Т. 190. № 8. С. 785–810.
 35. Kilmametov A.R., Vaughan G., Yavari A.R., LeMoalec A., Botta W.J., Valiev R.Z. Microstructure evolution in copper under severe plastic deformation detected by *in situ* X-ray diffraction using monochromatic synchrotron light // *Mater. Sci. Eng. A*. 2009. V. 503. № 1–2. P. 10–13.

STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS IN α -Ti UNDER DIFFERENT TYPES OF DEFORMATION AT ROOM TEMPERATURE

N. A. Shurygina^{1, 2, *}, R. V. Sundeev², A. V. Shalimova¹, A. A. Veligzhanin³,
E. N. Blinova¹, A. M. Glezer¹, and O. P. Chernogorova⁴

¹*Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, 105005 Russia*

²*Russian Technological University MIREA, Moscow, 119454 Russia*

³*Kurchatov Complex for Theoretical and Experimental Physics,
National Research Center "Kurchatov Institute", Moscow, 123182 Russia*

⁴*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, 119334 Russia*

*e-mail: shnadya@yandex.ru

A study of the phase transformation in technically pure titanium under different types of deformation: high pressure and high pressure torsion (HPT). The set of modern methods of the study included microindentation, X-ray diffraction, transmission electron microscopy, as well as EXAFS spectroscopy in synchrotron radiation for detailed studying a local atomic structure of phases. The correlation between the phase transformation course and the deformation method has been found. It has been shown that in contrast to pressure without a shear component, the shear deformation under high pressure at room temperature contributes to the occurrence of a high-temperature β -phase with a local atomic order different from that in the initial phase.

Keywords: severe plastic deformation, structure, phase transformation, EXAFS-spectroscopy