

УДК 669.295

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-60-69>

Научная статья

Research article



Влияние структурно-фазового состояния на физико-механические свойства горячепрессованных труб из титанового сплава Ti–3Al–2,5V

А.Г. Илларионов^{1,2}, Ф.В. Водолазский¹, С.М. Илларионова¹, Я.И. Космацкий³,
Н.А. Ширинкина⁴, М.А. Шабанов¹

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН
620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

³ АО «Русский научно-исследовательский трубный институт»
454139, Россия, г. Челябинск, ул. Новороссийская 30

⁴ АО «Уральский завод гражданской авиации»
620025, Россия, г. Екатеринбург, ул. Бахчиванджи, 2г

✉ Ярослав Игоревич Космацкий (Kosmatski@rosniti.ru)

Аннотация: Исследовано влияние изменения параметров горячего прессования на физико-механические свойства труб из сплава Ti–3Al–2,5V. Материалом для исследования служили четыре патрубка, отобранные от разных горячепрессованных труб из сплава Ti–3Al–2,5V с внешним диаметром 90 мм и толщиной стенки 20 мм, полученных из экспандированных гильз с внешним диаметром 195 мм на горизонтальном гидравлическом прессе. Экспандированные гильзы перед прессованием нагревались до температуры 850–865 °С. Образцам исследуемых горячепрессованных труб присвоены номера 1, 2, 3 и 4 согласно последовательности их получения в промышленных условиях. Показано, что увеличение количества проведенных прессовок в $\alpha + \beta$ -области от трубы 1 к трубе 4 приводит к закономерному уменьшению объемной доли первичной α -фазы в их структуре, а также к росту объемной доли β -превращенной структуры вследствие повышения температуры окончания прессования, вызванного более активным деформационным разогревом из-за увеличения температуры инструмента (матрицы и иглы). Обнаружено, что фиксируемое структурно повышение температуры окончания прессования от 1-й трубы к 4-й влечет за собой характерное уменьшение объемной доли остаточного β -твердого раствора и снижение «остроты» наблюдаемой тангенциальной текстуры α -фазы. Установлено, что выявленные изменения структурно-фазового состояния сплава от 1-й трубы к 4-й оказывают закономерное влияние на получаемый в них уровень свойств – контактного модуля упругости и микротвердости. Полученные закономерности необходимо учитывать при разработке технологического режима многофазового прессования труб из сплава Ti–3Al–2,5V.

Ключевые слова: титановый сплав Ti–3Al–2,5V, горячее прессование, структура, текстура, механические свойства.

Благодарности: Исследования проведены в рамках выполнения проекта Российского научного фонда (№ 18-79-10107-П).

Для цитирования: Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Илларионова С.М., Космацкий Я.И., Ширинкина Н.А., Шабанов М.А. Влияние структурно-фазового состояния на физико-механические свойства горячепрессованных труб из титанового сплава Ti–3Al–2,5V. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(4):60–69. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-60-69>

Effect of structure and phase composition on the physical and mechanical properties of hot extruded titanium alloy Ti–3Al–2.5V tubes

A.G. Illarionov^{1,2}, F.V. Vodolazskiy¹, S.M. Illarionova¹, Ya.I. Kosmatskiy³,
N.A. Shirinkina⁴, M.A. Shabanov¹

¹ Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin
19 Mira Str., Yekaterinburg 142432, Russia

² Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
18 S. Kovalevskaya Str., Yekaterinburg 620108, Russia

³ JSC “The Russian Research Institute of the Tube & Pipe Industries”
30 Novorossiyskaya Str., Chelyabinsk 454139, Russia

⁴ JSC “Ural Works of Civil Aviation”
2g Bakhchivandzhi Str., Yekaterinburg 620025, Russia

✉ Yaroslav I. Kosmatskiy (Kosmatski@rosniti.ru)

Abstract: This study investigates the impact the hot extrusion process variables on the physical and mechanical properties of Ti–3Al–2.5V alloy tubes. The research examines four tube segments extracted from various hot-extruded tubes of Ti–3Al–2.5V alloy, with an outer diameter (OD) of 90 mm and a wall thickness of 20 mm. The manufacturing process involves expanding sleeves with a horizontal hydraulic press to achieve an OD of 195 mm, followed by heating to 850–865 °C prior to extrusion. The tube segments are labeled as 1, 2, 3, and 4, corresponding to their order of production. Our findings demonstrate that an increase in the number of extrusions in the $\alpha + \beta$ area from tube 1 to tube 4 leads to a reduction in the primary α -phase volume fraction and an increase in the β -transformed structure volume fraction. These changes are attributed to the higher final extrusion temperature resulting from more intense deformation heating during hot tooling (die and mandrel) processes. Additionally, elevating the final extrusion temperature from tube 1 to tube 4 leads to a notable decrease in the residual β -solid solution volume fraction and a reduction in the “sharpness” of the α -phase tangent-oriented texture. The alterations in the structural and phase state of the alloy from tube 1 to tube 4 are found to influence the contact modulus of elasticity and microhardness. These identified relationships can be utilized to optimize the process variables for the extrusion of multiple Ti–3Al–2.5V alloy tubes.

Keywords: titanium alloy Ti–3Al–2.5V, hot extrusion, structure, texture, mechanical properties.

Acknowledgements: This study is supported by the Russian Science Foundation, grant No. 18-79-10107-P.

For citation: Illarionov A.G., Vodolazskiy F.V., Illarionova S.M., Kosmatskiy Ya.I., Shirinkina N.A., Shabanov M.A. Effect of structure and phase composition on the physical and mechanical properties of hot extruded titanium alloy Ti–3Al–2.5V tubes. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(4):60–69. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-60-69>

Введение

Псевдо- α -титановые сплавы благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и хорошей технологичности используются для изготовления ответственных деформируемых полуфабрикатов, включая трубы [1–4]. В настоящее время для изготовления труб широкое распространение получил псевдо- α -титановый сплав Grade 9 состава Ti–3Al–2,5V, согласно ASTM B338 Standard specification for seamless and welded titanium and titanium tubes for condensers and heat exchangers (российский аналог — ПТ-3В) [5; 6]. Он достаточно технологичен для из-

готовления как горячепрессованных [7], так и холоднодеформированных труб [8; 9].

При получении горячедеформированных полуфабрикатов из титановых сплавов, в том числе горячепрессованных труб из сплава Ti–3Al–2,5V, необходимо учитывать возможное изменение температурно-деформационных параметров в ходе изготовления, что связано с процессами как деформационного разогрева заготовки и инструмента, так и возможного подстуживания поверхностей изделия, контактирующих с более холодным инструментом [10; 11].

Варьирование температуры при горячей деформации в двухфазной $\alpha + \beta$ -области сплава Grade 9 приводит к изменению соотношения количества α - и β -фаз в структуре, теплофизических свойств, усилий деформирования [12–14], что сказывается на конечном структурно-фазовом и текстурном состояниях сплава, фиксируемых при охлаждении [7]. Это в конечном итоге должно повлиять на комплекс формируемых физико-механических свойств готового изделия.

Однако на данный момент работ, связанных с анализом влияния структуры и фазового состава, формируемых в нестационарных условиях горячего прессования, на комплекс свойств получаемых труб из сплава Ti–3Al–2,5V найти не удалось. В связи с этим данная работа посвящена такого рода анализу.

Материал и методы исследования

Материалом для исследования служили четыре патрубка, отобранные от разных горячепрессованных труб из сплава Ti–3Al–2,5V с внешним диаметром 90 мм и толщиной стенки 20 мм, полученных из экспандированных гильз с внешним диаметром 195 мм на горизонтальном гидравлическом прессе. Экспандированные гильзы перед прессованием нагревались до температуры 850–865 °С. Температурно-деформационный режим прессования был обоснован в работе [15]. Образцы исследуемых горячепрессованных труб далее по тексту идут под номерами 1, 2, 3 и 4, каждый из которых характеризует последовательность их получения в промышленных условиях.

В качестве методов исследования использовали оптическую микроскопию (ОМ), рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), а также микроиндентирование, позволяющее измерять твердость по Виккерсу и контактный модуль упругости. Анализ микроструктуры труб осуществляли на микроскопе GX51 («Olympus», Япония) на микрошлифах, подвергнутых травлению в водном растворе смеси плавиковой и азотной кислот в соотношении 1 часть HF + 3 части HNO₃ + 5 частей H₂O в соответствии с рекомендациями из монографии [16]. РСФА выполняли на дифрактометре D8 Advance («Bruker», Германия) в CuK α -излучении в диапазоне углов $2\theta = 34^\circ \div 102^\circ$. Количественный рентгенофазовый анализ проводили по методу безэталоного полнопрофильного анализа Ритвельда [17] с использованием программного пакета TOPAS[®] 4.2.

Микродюрометрические измерения и определение величины контактного модуля упругости осуществляли методом микроиндентирования по методике Оливера—Фарра [18] на приборе МНТХ («CSM Instruments», Швейцария) при нагрузке 9 Н (по 6 измерений на образец).

Результаты исследования и их обсуждение

Для оценки фазового состояния исследуемых труб был проведен РСФА с их продольного сечения, нормалью к которому служит тангенциальное направление (ТН) (рис. 1).

Полнопрофильный анализ дифрактограмм (рис. 2) по методу Ритвельда показал наличие линий только α - и β -фаз. Результаты расчета по дифрактограммам параметров решеток $\alpha + \beta$ - и β -фаз, а также объемной доли β -фазы приведены в таблице.

Анализ полученных данных показал, что во всех образцах труб объемная доля β -фазы в структуре колеблется от 4,8 до 6,2 %. При этом имеет место хорошая корреляция между изменением объемной доли и периода решетки β -фазы: с ее увеличением наблюдается и некоторый рост периода. Это вполне закономерно, так как в этом случае уменьшается содержание β -стабилизаторов (легирующего элемента ванадия и примеси железа) в β -твердом растворе, которые, как известно [19–21], способствуют уменьшению его периода.

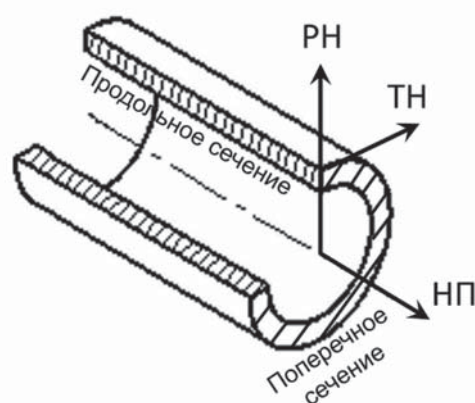
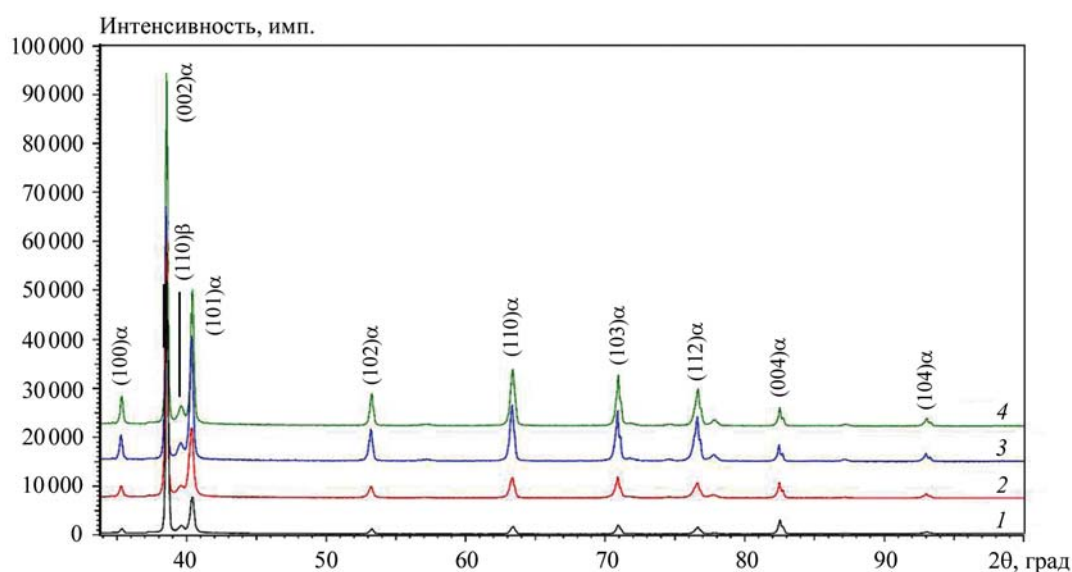


Рис. 1. Эскиз трубы с указанием трех основных направлений, связанных с внешним воздействием РН – радиальное направление, ТН – тангенциальное направление, НП – направление прессования

Fig. 1. The three directions are denoted as follows RD – radial direction, TD – tangential direction, ED – extrusion direction

Периоды решеток α - и β -фаз, объемная доля β -фазы в образцах 1–4 горячепрессованных трубLattice periods of the α - and β -phases, the volume fraction of the β -phase in hot-extruded tube samples 1–4

№ обр.	α -фаза			β -фаза	
	Период решетки, нм		Параметр c/a	Период решетки, нм	Об. доля, %
	a	c			
1	0,29370	0,46724	1,5909	0,32242	6,2
2	0,29408	0,46770	1,5904	0,32222	5,4
3	0,29388	0,46757	1,5911	0,32202	5,0
4	0,29391	0,46761	1,5910	0,32196	4,8

**Рис. 2.** Дифрактограммы образцов 1–4 горячепрессованных труб

Съемка в тангенциальном направлении

Fig. 2. XRD patterns of the hot-extruded tubes 1–4

Shooting in the tangential direction

В исследованных трубах 1–4 параметр c/a α -фазы лежит в пределах 1,5904–1,5911 (см. таблицу), что ниже по сравнению со значениями исходных гильз (1,5913–1,5915), подвергнутых экспандированию при температурах нагрева, аналогичных температуре прессования. Это свидетельствует о менее полном протекании диффузионных процессов в α -фазе, формирующейся при охлаждении с температур прессования, по сравнению со сформированной при охлаждении после экспандирования. Очевидно, что причиной этого является более тонкая (в 3,6 раза) стенка горячепрессованных труб относительно экспандированных гильз, что способствует увеличению скорости охлаждения полуфабриката, сокращая время на протекание диффузионных процессов.

В работе [22] рассматривается титановый сплав VT23, который имеет близкую со сплавом Ti–3Al–2,5V температуру полиморфного $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -превращения [1]. Автором показано, что при охлаждении с температуры 850 °С, близкой к температуре прессования исследуемых труб, уменьшение толщины стенки полуфабриката в 3–4 раза приводит к увеличению скорости охлаждения по сечению более чем в 2 раза.

Сравнительный анализ интенсивности линий α -фазы на дифрактограммах трубных заготовок показал, что максимальную интенсивность имеет линия (002) α . Следует отметить, что в гильзах после экспандирования в продольном сечении наибольшую интенсивность имела линия (101) α , а не (002) α . Это свидетельствует о том, что после

горячего прессования в двухфазной области в горячепрессованных трубах 1–4 формируется тангенциальная базисная текстура α -фазы (рис. 3), характеризующаяся тем, что нормаль к плоскости базиса (0001) в зернах α -фазы ориентирована преимущественно в тангенциальном направлении. Это согласуется с данными работы [23], согласно которым вытяжка при прессовании с уменьшением диаметра исходной заготовки, как и в нашем случае, способствует формированию тангенциальной базисной текстуры. Необходимо отметить, что последняя имеет разную степень совершенства от трубы к трубе. Это вытекает из изменения относительной интенсивности основных линий α -фа-

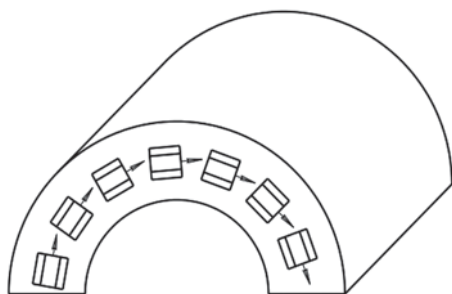


Рис. 3. Характерное расположение гексагональной призмы α -фазы при формировании тангенциальной текстуры в сплаве Ti–3Al–2,5V

Fig. 3. Characteristic arrangement of the α -phase hexagonal cell as the tangent-oriented texture is formed in the Ti–3Al–2.5V alloy

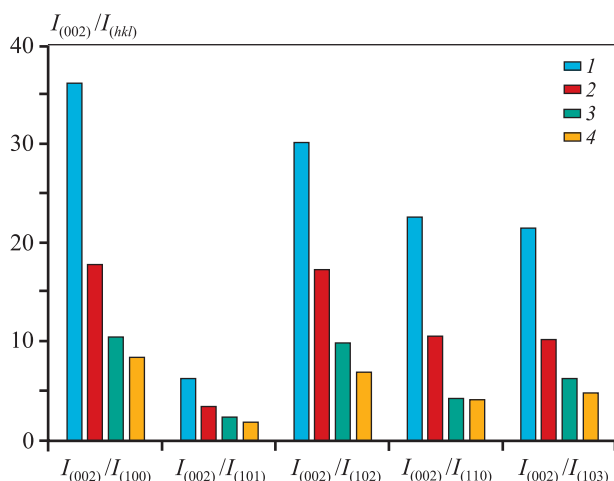


Рис. 4. Изменение отношения $I_{(002)}/I_{(hkl)}$ для максимальной интенсивности линий α -фазы с различными индексами (hkl) на дифрактограммах для горячепрессованных труб 1–4

Fig. 4. $I_{(002)}/I_{(hkl)}$ ratio variations at the max intensity of the α -phase lines with different (hkl) indices 1–4

зы на дифрактограммах по отношению к линии (002) α (рис. 4).

Сопоставительный анализ данных рис. 4 и таблицы показал, что имеется корреляция между совершенством тангенциальной текстуры и объемной долей β -фазы в структуре: чем она больше, тем интенсивнее (выше отношение $I_{(002)}/I_{(hkl)}$) текстура. Из вышесказанного следует, что расчет объемной доли β -фазы при полнопрофильном анализе дифрактограмм не только показывает стабильность к распаду при охлаждении высокотемпературного β -твердого раствора, но и связан корреляционной зависимостью с текстурным состоянием α -фазы и комплексом физико-механических свойств (рис. 5). С уменьшением объемной доли β -фазы в структуре происходит снижение значений контактного модуля упругости и микротвердости.

Фиксируемую связь этих величин можно объяснить следующим образом. Сохранение в структуре образцов 1 и 2 большего количества β -фазы свидетельствует о менее полном протекании процессов распада высокотемпературного β -твердого раствора с выделением α -фазы при охлаждении по срав-

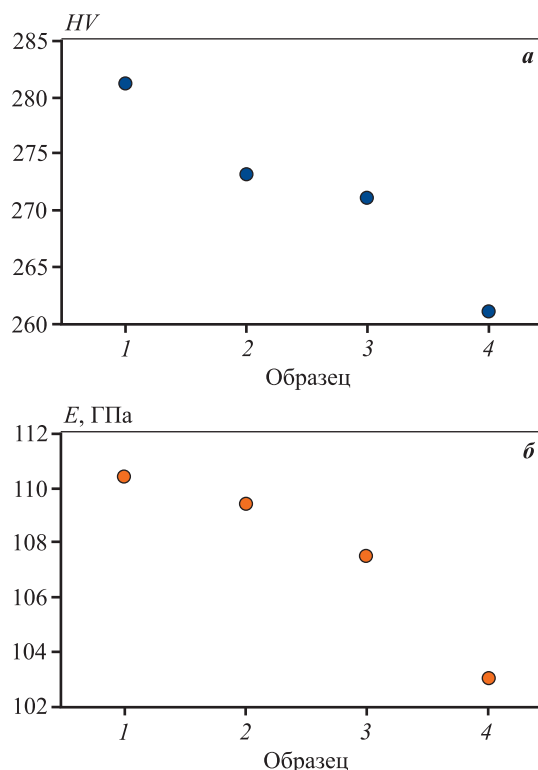


Рис. 5. Изменение средних значений микротвердости (а) и контактного модуля упругости (б) в образцах 1–4 горячепрессованных труб

Fig. 5. Variations of the average microhardness (a) and contact modulus of elasticity (b) in samples 1–4

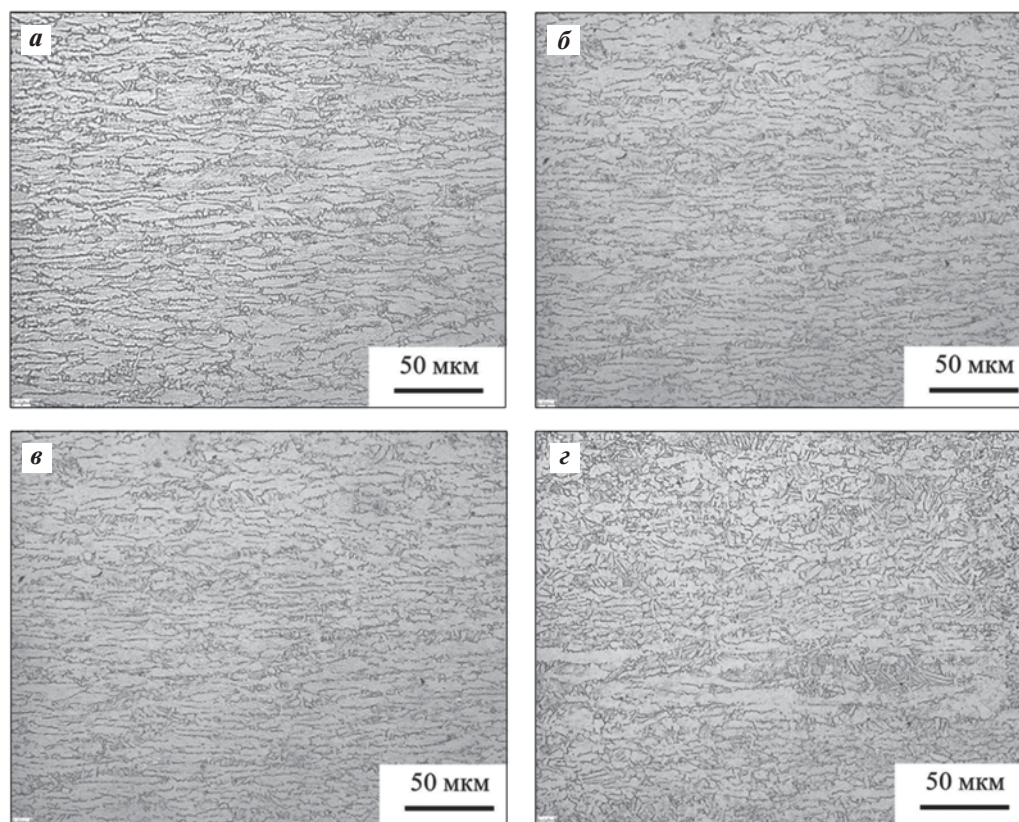


Рис. 6. Преобладающая микроструктура в продольном сечении горячепрессованных труб *1* (*a*), *2* (*б*), *3* (*в*) и *4* (*г*) из сплава Ti–3Al–2,5V

Fig. 6. Predominant longitudinal section microstructure of the *1* (*a*), *2* (*б*), *3* (*в*) and *4* (*г*) hot-extruded tube samples, Ti–3Al–2.5V alloy

нению с трубами *3* и *4*. Меньшая полнота распада высокотемпературной β -фазы обычно наблюдается, когда перед охлаждением исходный β -твердый раствор более легирован β -стабилизаторами, а это происходит, когда начальная температура охлаждения в соответствующей трубе ниже по отношению к другим трубам. Такой эффект возможен за счет меньшего деформационного разогрева первых в запуске труб из сплава Ti–3Al–2,5V в процессе горячего прессования. Это связано с тем, что в ходе многократного прессования происходит дополнительный разогрев самого инструмента (матрицы и иглы), что приводит к снижению отвода тепла от прессованной трубы к инструменту. Данный эффект наблюдался ранее при прессовании металлов и сплавов в работах [24; 25].

Обоснованность предложенного объяснения подтверждают данные микроструктурных исследований полученных труб. Для анализа выбраны типичные структуры, характерные для большей части анализируемой поверхности труб в продольном сечении. Сравнительный анализ микро-

структур показал, что в структуре образцов *1* и *2* (рис. 6, *a*, *б*) преобладают вытянутые вдоль направления прессования зерна первичной α -фазы. Между ними фиксируются небольшие области с β -превращенной структурой, которые представляют пакеты тонких пластин различной ориентации вторичной α -фазы с β -прослойками. Очевидно, β -превращенная структура образовалась в ходе распада высокотемпературного β -твердого раствора при охлаждении с температур прессования.

Отличительной особенностью структуры труб *3* и *4* (рис. 6, *в*, *г*) по сравнению с образцами *1* и *2* является значительное уменьшение объемной доли первичной α -фазы, вытянутой вдоль направления прессования, что соответственно приводит к увеличению объемной доли областей с β -превращенной структурой. При этом первичная α -фаза частично фрагментируется и сфероидизируется, что свидетельствует о развитии в ней процессов динамического возврата [26]. Области с β -превращенной структурой становятся более широки-

ми, и в них наблюдается укрупнение вторичных α -пластин.

Выявленная разница в структуре исследуемых труб логично объясняется повышением температуры окончания прессования от 1-го образца к 4-му вследствие роста величины деформационного разогрева, который возникает из-за постепенного увеличения температуры матрицы и иглы в ходе прессования труб от 1-й до 4-й. Это способствует более активному развитию релаксационных процессов возврата и растворения первичной α -фазы, которое приводит к росту объемной доли и размеров областей высокотемпературной β -фазы в структуре в ходе прессования. При охлаждении в данных областях протекает распад β -фазы с образованием пластин вторичной α -фазы.

Отмеченное более активное развитие в первичной α -фазе процессов возврата, связанных со снятием деформационного наклепа, и укрупнение продуктов распада в β -превращенной матрице в структуре при переходе от 1-й трубы к 4-й очевидно и обуславливают фиксируемое при этом снижение характеристик микротвердости (см. рис. 5). Это также подтверждается сопоставлением объемной доли β -фазы с данными термодинамических расчетов в программе ThermoCalc [14].

Повышение температуры нагрева (прессования) в двухфазной $\alpha + \beta$ -области приводит к увеличению количества β -твердого раствора в структуре сплава, которое сопровождается обеднением его β -стабилизаторами — ванадием и железом, что снижает стабильность β -фазы к распаду при последующем охлаждении. В результате этого в трубах 3 и 4, разогретых при прессовании до более высокой температуры по сравнению с образцами 1 и 2, распад β -твердого раствора при охлаждении начинается при повышенных температурах, что приводит к образованию более крупных пластин вторичной α -фазы. Более того, распад протекает более полно и обеспечивает сохранение в структуре меньшей объемной доли остаточного β -твердого раствора (см. таблицу).

В отличие от первичной вторичные пластины α -фазы не были подвергнуты деформации в ходе прессования и вследствие этого не имели определенной ориентации и, соответственно, ярко выраженной текстуры. В результате на дифрактограммах от трубы 1 к трубе 4 наблюдается закономерное снижение интенсивности линии (002) α по отношению ее же интенсивности к другим линиям α -фазы, что свидетельствует о снижении остроты текстуры тангенциальной призмы при

прессовании. Следствием этого очевидно является и некоторое уменьшение контактного модуля упругости (E), измеренного в тангенциальном направлении, при переходе от 1-й трубы к 4-й. Это связано с известным фактом, что именно вдоль направления $\langle 001 \rangle$ α -фаза имеет максимальную величину E [27].

Стоит отметить, что наличие преимущественной высокомодульной ориентации $\langle 001 \rangle$ в направлении измерения контактного модуля упругости в исследуемых трубах, по нашему мнению, приводит к тому, что полученные его средние значения (от 103 до 110 ГПа) находятся вблизи и даже выше верхних значений, типичных для полуфабрикатов из сплава Ti—3Al—2,5V (95—105 ГПа) [2].

Выводы

1. Показано, что увеличение количества проведенных прессовок в $\alpha + \beta$ -области от 1-й трубы к 4-й приводит к закономерному уменьшению объемной доли первичной α -фазы в их структуре, а также к росту объемной доли β -превращенной структуры вследствие повышения температуры в конце прессования, вызванного более активным деформационным разогревом инструмента — матрицы и иглы.

2. Обнаружено, что фиксируемое структурно повышение температуры окончания прессования от 1-й трубы к 4-й влечет за собой характерное уменьшение объемной доли остаточного β -твердого раствора и снижение «остроты» наблюдаемой тангенциальной текстуры α -фазы.

3. Установлено, что наблюдаемые изменения структурно-фазового состояния сплава от 1-й трубы к 4-й оказывают закономерное влияние на получаемый в них уровень значений контактного модуля упругости и микротвердости.

4. Полученные закономерности необходимо учитывать при разработке технологического режима многофазового прессования труб из сплава Ti—3Al—2,5V.

Список литературы/References

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009. 520 с.
2. Пумпянский Д.А., Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Космацкий Я.И., Попов А.А. Перспективные сплавы титана для изготовления холоднодеформированных труб. *Металлург.* 2023;1:37—48. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_01_37

- Pumpyanskiy D.A., Illarionov A.G., Vodolazskiy F.V., Kosmatskiy Y.I., Popov A.A. Promising titanium alloys for manufacture of cold-worked pipes. *Metallurg.* 2023;1:37–48.
https://doi.org/10.52351/00260827_2023_01_37
3. Романцев Б.А., Гончарук А.В., Алешенко А.С., Гамин Ю.В. Получение полых толстостенных профилей и труб из титановых сплавов методом винтовой прокатки. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015;(4):38–41.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-4-38-41>
Romantsev B.A., Goncharuk A.V., Aleshchenko A.S., Gamin Yu.V. Production of thick-wall hollow profiles and tubes made of titanium alloys by screw rolling. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy.* 2015;(4):38–41. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-4-38-41>
 4. Пилипенко С.В. Анализ влияния технологических факторов процесса холодной прокатки труб на изменение распределения Q-фактора вдоль конуса деформации. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2019;(3):30–35.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-3-30-35>
Pilipenko S.V. Analysis of the influence of cold pipe rolling technological factors on the change in Q-factor distribution along the deformation cone. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy.* 2019;(3):30–35. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-3-30-35>
 5. Boyer R., Welsch G., Collings E.W. Materials properties Handbook: Titanium alloys. ASM Int., The Material Information Society, 1994. 1176 p.
 6. Chen S., Li X., Xu D. Manufacture of Gr9 titanium alloy tube for small size and extra-thin wall. In: *Chinese Materials Conference. High Performance Structural Materials.* 2018. P. 531–538.
https://doi.org/10.1007/978-981-13-0104-9_56
 7. Пышминцев И.Ю., Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Баранникова Н.А. Структура и свойства металла горячепрессованной трубы из сплава Ti–3Al–2,5V. *Металлург.* 2018;4:70–75.
Pyshmintsev I.Y., Kosmatskii Y.I., Filyaeva E.A., Illarionov A.G., Barannikova N.A. Alloy Ti–3Al–2.5V hot-extruded pipe metal structure and properties. *Metallurgist.* 2018;62(3-4):374–379.
<https://doi.org/10.1007/s11015-018-0671-5>
 8. Li H., Wei D., Zhang H.Q., Yang H., Zhang D., Li G.J. Tooling design—related spatial deformation behaviors and crystallographic texture evolution of high-strength Ti–3Al–2.5V tube in cold pilgering. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 2019;104: 2851–2862.
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-04151-w>
 9. Yang Q., Hui S., Ye W., Xu Z., Dai C., Lin Y. Effect of “Q” ratio on texture evolution of Ti–3Al–2.5V alloy tube during rolling. *Materials.* 2022;15(3):817.
<https://doi.org/10.3390/ma15030817>
 10. Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцов В.В., Калпин Ю.Г., Бахарев А.В. Горячая штамповка и пресование титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1975. 285 с.
 11. Космацкий Я.И., Фокин Н.В., Филяева Е.А., Баричко Б.В. Исследование деформационной способности титанового сплава Ti–3Al–2,5V и оценка технологической возможности изготовления из него горячепрессованных труб. *Титан.* 2016;2(52): 18–22.
Kosmatskiy Ya.I., Fokin N.V., Filyaeva E.A., Barichko B.V. Deformation ability research of the titanium alloy Ti–3Al–2.5V and the assessment of the technological capability production of hot-extrusion tube from him. *Titan.* 2016;2(52):18–22. (In Russ.).
 12. Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Фокин Н.В., Яковлева К.Ю. Определение технологической возможности изготовления нового вида бесшовных труб ТРЕХ из титанового сплава Ti–3Al–2.5V. *Качество в обработке материалов.* 2016;2:15–22.
Kosmatskiy Ya.I., Filyaeva E.A., Fokin N.V., Yakovleva K.Yu. Determination of the production possibilities to preparing a new form of seamless TREX pipes of Ti–3Al–2.5V alloy. *Kachestvo v obrabotke materialov.* 2016;2:15–22. (In Russ.).
 13. Tarin P., Corral N., Simon A.G. Evolution of alpha-beta transformation in Ti–3Al–2,5V alloy. Microstructural changes and properties obtained. In: *Proceedings of the 12th World Conference on Titanium.* Beijing: Science Press., 2012. Vol. 1. P. 481–484.
 14. Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Баранникова Н.А., Космацкий Я.А., Кудорожкова Ю.В. Influence of phase composition on thermal expansion of Ti–0.4Al, Ti–2.2Al–2.5Zr and Ti–3Al–2.5V alloys. *Journal of Alloys and Compounds.* 2021;857:158049.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.158049>
 15. Илларионов А.Г., Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Водолазский Ф.В., Баранникова Н.А. Экспериментальное определение температурных параметров для оценки возможности изготовления горячепрессованных труб из сплава Ti–3Al–2,5V. *Металлург.* 2016;9:83–87.
Illarionov A.G., Kosmatskii Y.I., Filyaeva E.A. Vodolazskii F.V., Barannikova N.A., Experimental determination of temperature parameters for evaluating the possibility of manufacturing alloy Ti–3Al–2.5V hot-extruded tubes. *Metallurgist.* 2017;9-10(60):983–988.
<https://doi.org/10.1007/s11015-017-0396-x>

16. Аношкин Н.Ф., Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Колачев Б.А., Коробов О.С., Мальков А.В., Моисеев В.Н., Ноткин А.Б. и др. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. М.: Металлургия, 1980. 464 с.
17. Rietveld H.M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. *Journal of Applied Crystallography*. 1969;2:65–71.
18. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*. 1992;7(6):1564–1583. <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>
19. Shao G., Miodownik A.P., Tsakiroopoulos P. ω -phase formation in V–Al and Ti–Al–V alloys. *Philosophical Magazine A*. 1995;71(6):1389–1408.
20. Aurelio G., Fernandez Guillermet A., Cuello G.J., Campo J. Metastable Phases in the Ti–V System: Pt. I. Neutron Diffraction study and assessment of structural properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002;33A:1307–1317. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0057-x>
21. Желнина А.В., Калиенко М.С., Илларионов А.Г., Шетников Н.В. Трансформация структуры, параметров фаз при старении сплава титана Ti–10V–2Fe–3Al и их связь упрочнением. *Физика металлов и металлостроение*. 2020;121(12):1220–1226. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20120133>
Zhelnina A.V., Kalienko M.S., Illarionov A.G., Shchetnikov N.V. Transformation of the structure and parameters of phases during aging of a titanium Ti–10V–2Fe–3Al alloy and their relation to strengthening. *Fizika metallov i metallostroenie*. 2020;121(12):1220–1226. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S0031918X20120133>
22. Федулов В.Н. Прогнозирование эффективности термического упрочнения титановых сплавов. *Литье и металлургия*. 2006;1(37):130–135. Fedulov V.N. Prediction of the efficiency of thermal hardening of titanium alloys, *Lit'ye i metallurgiya*. 2006; 1(37):130–135. (In Russ.).
23. Forney C.E., Meredith S.E. Ti–3Al–2.5V seamless tubing engineering guide. Sandvik special Metals Corp., Kennewick, Wash., USA, 1990. 3rd ed. 144 p.
24. Логинов Ю.Н., Семенов А.П. Изменение температуры инструмента при горячем прессовании прутков из меди и латуни. *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2006;4:10–13. Loginov Y.N., Semenov A.P. Changing the temperature of the tool during hot pressing of copper and brass bars. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2006;4:10–13. (In Russ.).
25. Логинов Ю.Н. Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов. Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2016. 156 с. https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/40656/1/978-5-7996-1623-6_2016.pdf
26. Weiss I., Semiatin S.L. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys — an overview. *Materials Science and Engineering A*. 1999;263:243–256. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01155-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01155-1)
27. Zwicker U. Titan und titanlegierungen. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1974. 717 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-80587-5>

Информация об авторах

Анатолий Геннадьевич Илларионов — к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов», Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ); науч. сотрудник Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН. <http://orcid.org/0000-0002-7571-1179>
E-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Федор Валерьевич Водолазский — к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов», УрФУ. <http://orcid.org/0000-0002-6311-131X>
E-mail: f.v.vodolazskiy@urfu.ru

Светлана Михайловна Илларионова — зав. лабораторией кафедры «Термообработка и физика металлов», УрФУ. Scopus-ID: 56572890900
E-mail: s.m.illarionova@urfu.ru

Information about the authors

Anatoly G. Illarionov — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department “Heat Treatment and Physics of Metals”, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin (UrFU); Research Scientist, Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences. <http://orcid.org/0000-0002-7571-1179>
E-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Fedor V. Vodolazskiy — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department “Heat Treatment and Physics of Metals”, UrFU. <http://orcid.org/0000-0002-6311-131X>
E-mail: f.v.vodolazskiy@urfu.ru

Svetlana M. Illarionova — Head of the Laboratory of the Department “Heat Treatment and Physics of Metals”, UrFU. Scopus-ID: 56572890900
E-mail: s.m.illarionova@urfu.ru

Ярослав Игоревич Космацкий – д.т.н., зам. ген. директора по научной работе, АО «Русский научно-исследовательский трубный институт».

Scopus-ID: 36166718600

E-mail: Kosmatski@rosniti.ru

Наталья Александровна Ширинкина – начальник отдела АО «Уральский завод гражданской авиации».

Scopus-ID: 57193270781

E-mail: nata382@yandex.ru

Максим Александрович Шабанов – инженер исследователь кафедры «Термообработка и физика металлов», УрФУ.

<http://orcid.org/0009-0008-6725-1724>

E-mail: m.a.shabanov@urfu.ru

Yaroslav I. Kosmatskiy – Dr. Sci. (Eng.), Deputy General Director for Scientific Work, The Russian Research Institute of the Pipe Industry.

Scopus-ID: 36166718600

E-mail: Kosmatski@rosniti.ru

Natalia A. Shirinkina – Head of the Department, JSC “Ural Works of Civil Aviation”.

Scopus-ID: 57193270781

E-mail: nata382@yandex.ru

Maksim A. Shabanov – Research Engineer of the Department “Heat Treatment and Physics of Metals”, UrFU.

<http://orcid.org/0009-0008-6725-1724>

E-mail: m.a.shabanov@urfu.ru

Вклад авторов

А.Г. Илларионов – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

Ф.В. Водолазский – постановка задач рентгеноструктурного фазового анализа, его проведение и обработка результатов.

С.М. Илларионова – постановка задач металлографического анализа, его проведение и обработка результатов.

Я.И. Космацкий – организация сбора производственных параметров и их анализ.

Н.А. Ширинкина – обработка наблюдений в производственном процессе, упорядочение полученных данных.

М.А. Шабанов – постановка задач дюриметрического анализа, его проведение и обработка результатов.

Contribution of the authors

A.G. Illarionov – basic concept, problem statement, paper authoring, conclusions.

F.V. Vodolazsky – XRD and EDS analysis and image processing.

S.M. Illarionova – metallographic analysis and processing of the results.

Ya.I. Kosmatsky – acquisition and analysis of manufacturing information.

N.A. Shirinkina – processing of the manufacturing process observations, and data structuring.

M.A. Shabanov – durometry analysis and processing of the results.

Статья поступила в редакцию 26.04.2023, доработана 22.06.2023, подписана в печать 23.06.2023

The article was submitted 26.04.2023, revised 22.06.2023, accepted for publication 23.06.2023