

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРИМЕНИМОСТЬ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО РЕНТГЕНОВСКОГО ДИФРАКЦИОННОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.* Часть 2

П.Н. Медведев¹, Н.С. Моисеева¹, А.Я. Кочубей¹, П.Л. Журавлева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведено сравнение рентгеновских дифракционных и металлографических методов определения доли β -фазы в титановых сплавах. Значения доли β -фазы, определенные металлографическим методом, завышены относительно значений, определенных рентгеновским методом. Существует необходимость совершенствования данных методов. Исследование остаточных напряжений показало, что при приложении макродеформации скорость роста деформации решетки β -фазы больше, чем у α -фазы. Предложен способ определения коэффициента Пуассона рентгеновским методом с применением оснастки для моделирования испытаний на изгиб или одноосное растяжение.

Ключевые слова: поверхностные остаточные напряжения, металлография, фазовый состав, титановые ($\alpha + \beta$)-сплавы, псевдо- α -сплавы, деформация

Для цитирования: Медведев П.Н., Моисеева Н.С., Кочубей А.Я., Журавлева П.Л. Структурные факторы, определяющие применимость неразрушающего рентгеновского дифракционного метода оценки остаточных напряжений. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140.

Scientific article

STRUCTURAL FACTORS DETERMINING APPLICABILITY OF THE NON-DESTRUCTIVE X-RAY DIFFRACTION METHOD FOR ASSESSING RESIDUAL STRESS. Part 2

P.N. Medvedev¹, N.S. Moiseeva¹, A.Ya. Kochubey¹, P.L. Zhuravleva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article compares the X-ray diffraction and metallographic methods for determining β -phase proportion in titanium alloys. The values of the β -phase proportion determined by the metallographic method are inflated against those determined by the X-ray method. These results show the necessity to improve these methods. The study of residual stresses has shown that when applying macrodeformation, the rate of the β -phase lattice deformation growth is higher than the same of the α -phase. The paper proposes to determine the Poisson's ratio by the X-ray method using the accessories for modeling of bending or uniaxial tension tests.

Keywords: surface residual stresses, metallography, phase composition, titanium ($\alpha + \beta$)-alloys, pseudo- α -alloys, deformation

For citation: Medvedev P.N., Moiseeva N.S., Kochubey A.Ya., Zhuravleva P.L. Structural factors determining applicability of the non-destructive X-ray diffraction method for assessing residual stress. Part 2. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 1 (143), 2025.

Введение

В первой части данной статьи перечислены наиболее значимые задачи [1–6] и структурные факторы, оказывающие влияние на применимость метода рентгеновской дифракции для измерения остаточных напряжений. Проведены исследования кристаллографической текстуры, зеренной структуры и шероховатости поверхности образцов из сплавов авиационного назначения на основе никеля и алюминия. Выполнено моделирование остаточных напряжений, уравновешенных в заданном объеме, при четырехточечном изгибе с применением специализированного приспособления. Проведена оценка остаточных напряжений после моделирования на образцах с разными структурными состояниями с применением рентгеновского дифрактометра при различных параметрах съемки.

В многофазных материалах остаточные напряжения, под которыми понимают усредненные остаточные напряжения σ^{overall} , определяют по всем напряжениям, распределенным по всем имеющимся фазам, в соответствии с выражением

$$\sigma^{\text{overall}} = \sum_{\text{phases}} x_i \sigma_i, \quad (1)$$

где x_i – доля i -й фазы; σ_i – напряжение в i -й фазе [4].

Таким образом, требуется иметь достаточную информацию о количественном фазовом составе образца. К многофазным материалам, для которых соотношение фаз составляет от 1:10 до 1:1, можно отнести фазы на основе никеля, титана, стали аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного классов, а также композиционные металл-керамические материалы.

Факт распределения остаточных напряжений между фазами в многофазном материале можно трактовать в зависимости от цели проведения измерения остаточных напряжений. Если стоит задача получения величины остаточных напряжений для расчетов на прочность, когда материал характеризуется как сплошная среда, интегральная характеристика остаточных напряжений будет более корректной. Разрушающие методы определения остаточных напряжений позволяют получать значения для области детали без деления материала на разные фазы. Рентгеновский метод также позволяет получать усредненную величину остаточных напряжений с применением формулы (1). Однако для нее необходимо измерять остаточные напряжения в каждой фазе, знать соотношение количества фаз и их модули упругости. Если стоит задача исследования накопления дислокаций и поиска причин разрушения материала, то интересно узнать уровень напряжений в каждой из фаз. Рентгеновский метод наилучшим образом подходит для проведения данного типа исследования.

Отдельно стоит задача определения доли фаз в многофазном материале. Применительно к титановым сплавам проблема заключается в особенностях структуры, которая чаще всего представляет собой глобулярно-пластинчатую или пластинчатую структуру с третичным распадом β -пластинок. Для определения доли фаз подходят такие методы, как оптическая и электронная микроскопии, а также метод рентгеновской дифракции. Каждый из этих методов имеет недостатки. Оптическая микроскопия не обладает достаточным разрешением для получения четкой мелкопластинчатой структуры материала с разделением пластин α - и β -фаз. При съемке на растровом электронном микроскопе пластин материала после третичного распада не происходит их разрешения. При съемке на просвечивающем электронном микроскопе все структурные компоненты поддаются разрешению, однако существует проблема с количественным анализом, связанная с неопределенностью толщины образца, а также малым полем зрения, с помощью которого не удастся получить достаточные статистические значения. Тем самым

микроскопические методы исследования в разной степени сочетают локальность и разрешающую способность исследования. При рентгеновском количественном фазовом анализе затруднение вызывает наличие кристаллографической текстуры, которая не позволяет соотнести интенсивности линий исследуемых фаз с интенсивностью линий эталонных порошков. Идеальным вариантом представляется изготовление порошковой пробы исследуемого материала, в котором заведомо не будет текстуры. Однако изготовление порошков может вызвать изменение фазового состава при пробоподготовке.

Во второй части статьи рассмотрено влияние фазового состава на точность определения остаточных напряжений на примере двойных сплавов титана [7–9]. Показаны существующие сложности количественной оценки доли β -фазы титана методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и металлографии. Изучено распределение остаточных напряжений между α - и β -фазами титана.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Резка заготовок на образцы проведена на электроэрозионном станке, шлифовка и полировка – на автоматическом шлифовально-полировальном станке с микропроцессорным управлением. Порошковые образцы получены методом абразивного снятия металла напильником с заготовок.

Измерение деформаций в оснастке, моделирующей остаточные напряжения при одноосном растяжении и четырехточечном изгибе, проведено с применением тензорезисторов из фольги по ГОСТ 21616–91.

Исследование структурно-фазового состояния и оценка остаточных напряжений осуществлены методом РСА на дифрактометре общего назначения. Исследование элементного состава и структуры проведено методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) согласно ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Металлографический анализ выполнен на инвертированном металлографическом микроскопе.

Вышеперечисленные исследования проведены на образцах из титановых сплавов (1–6) авиационного назначения [10–13] с содержанием β -фазы титана до 34 % (по массе). По принятой структурной классификации титановые сплавы 1 и 2 относятся к псевдо- α -сплавам, сплавы 3, 4 и 5 – к ($\alpha + \beta$)-сплавам, сплав 6 – к сплавам переходного класса [14].

Результаты и обсуждение

Исследование остаточных напряжений на образцах из титановых сплавов с различным соотношением α - и β -фаз титана

Доли фаз в титановых сплавах 1–6 определяли двумя методами – металлографическим (по данным электронной микроскопии) и рентгеновским на монолитных и порошковых образцах, поскольку данные методы исследования структуры имеют свои особенности [15]. Так, металлографическим методом оценивается не доля фаз, а доля структурных компонентов, определяемая по площади темных участков, отнесенной к общей площади изображения.

Изображения структуры образцов из сплавов 1–6, полученные методом РЭМ в режиме обратноотраженных электронов, показаны на рис. 1. Структура сплавов 1 и 6 – пластинчатая, сплавов 2–5 – глобулярно-пластинчатая. В зависимости от сплава темные области на изображениях соответствуют глобулярным частицам первичной α -фазы титана или пластинам α -фазы титана, светлые области – β -фазе титана после старения с выделениями пластин вторичной α -фазы титана.

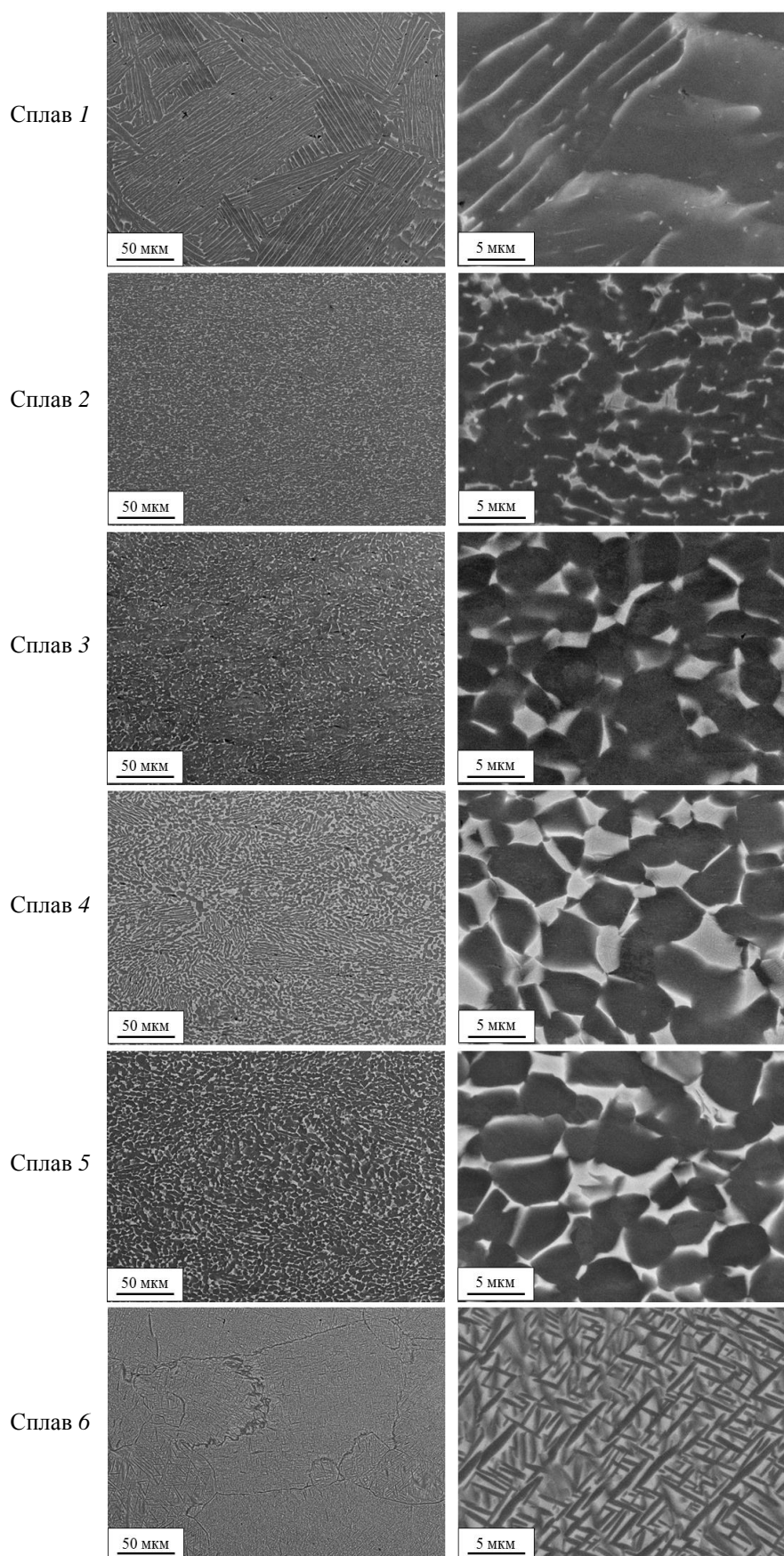


Рис. 1. Микроструктуры образцов из титановых сплавов

Элементный состав исследованных сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Результаты анализа элементного состава образцов

Условный номер сплава	Содержание элементов, % (по массе)									
	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Zr	Mo	Sn	W
1	6,0	0,4	86,8	–	–	–	3,7	0,7	2,4	–
2	5,8	–	86,1	–	–	–	2,5	1,1	4,0	0,5
3	5,4	0,2	89,0	5,1	–	0,3	–	–	–	–
4	5,8	0,5	90,4	–	–	–	–	3,3	–	–
5	5,9	0,4	89,6	–	1,4	0,3	–	2,2	–	–
6	4,8	–	83,7	5,2	0,7	0,9	–	4,6	–	–

Исследование фазового состава методом РСА проведено на листах из сплавов 1–6 и изготовленных из них порошков (рис. 2). Форма частиц порошков – пластинчатая или чешуйчатая, морфология одного из полученных порошков показана на рис. 3. При заполнении держателя образцов, частицы порошков данного типа формируют «морфологическую» текстуру (ориентируются параллельно плоскости держателя). Рентгеновские линии напильных порошковых образцов уширены вследствие деформации, что несколько снижает точность проведения количественного фазового анализа. В то же время рентгеновские линии монолитных образцов (листов) в состоянии после отжига более узкие. Однако в данных образцах присутствует кристаллографическая текстура деформации, которая выражается в изменении относительной интенсивности дифракционных линий и существенно затрудняет проведение количественного фазового анализа. Таким образом, доля α - и β -фаз титана рассчитана по дифрактограммам порошковых образцов, а расчет периодов решетки проведен по дифрактограммам листов.

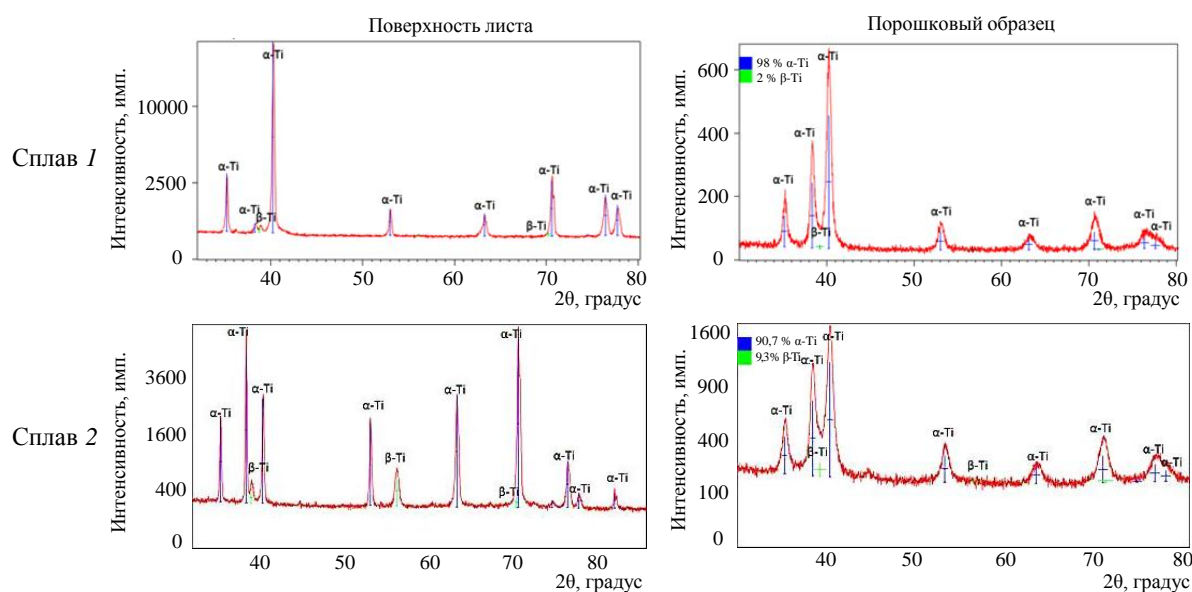


Рис. 2. Дифрактограммы образцов из титановых сплавов

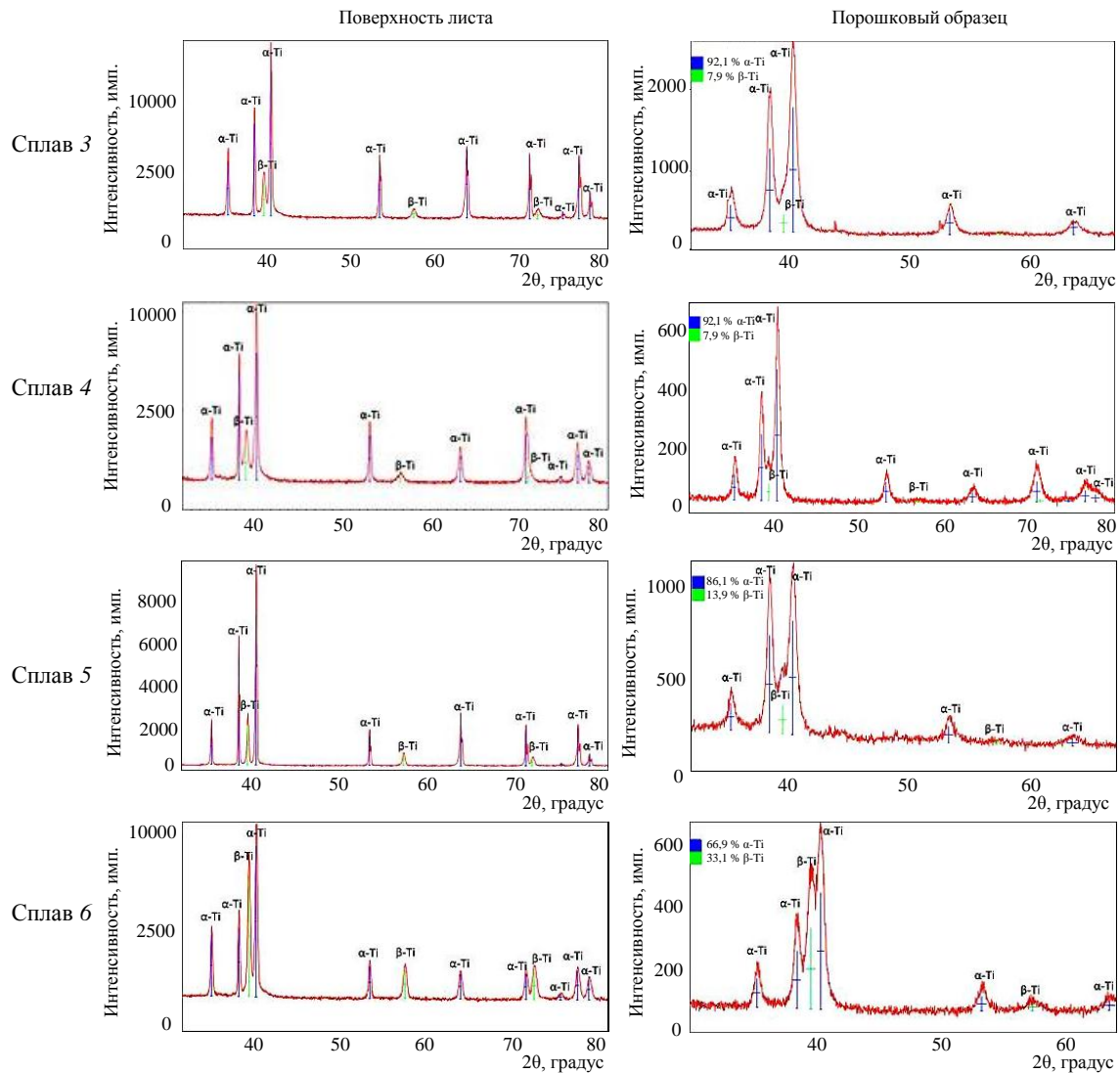


Рис. 2 (продолжение). Дифрактограммы образцов из титановых сплавов

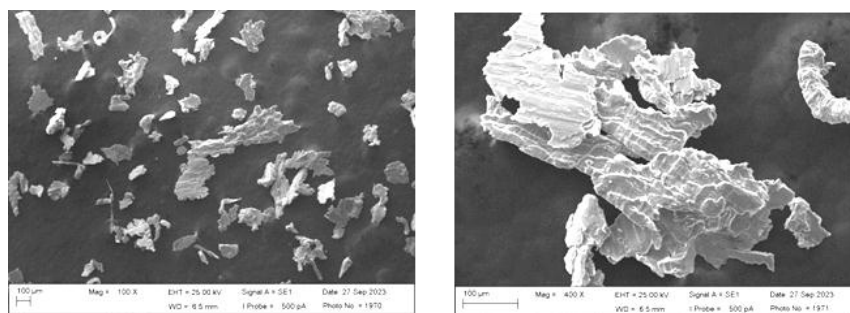


Рис. 3. Микроструктура порошка титанового сплава

Результаты определения долей фаз и периодов решеток представлены в табл. 2.

Видно, что оценка доли β -фазы титана металлографическим методом (по данным РЭМ) завышена, что связано со сложностью учета доли вторичных выделений α -фазы титана в объеме β -фазы титана (светлой структурной компоненты). Примечательно, что для сплава 6 доля β -фазы титана, определенная обоими методами, совпала. По-видимому, это связано с пластинчатой структурой сплава в состоянии после закалки без последующего отжига и, следовательно, без прохождения процесса старения β -фазы титана.

Результаты расчета периодов решетки и доли β -фазы титана

Условный номер сплава	Доля β -фазы титана, % (по массе), определенная методом		Период решетки, нм, для фазы титана		
	РСА	РЭМ	α		β
			a	c	a
1	2	10	0,29320	0,46897	0,32739
2	9	15	0,29295	0,46858	0,32649
3	7,5	15	0,29226	0,46688	0,32115
4	7,5	34	0,29261	0,46724	0,32420
5	13,5	19	0,29206	0,46685	0,32196
6	33	34	0,29252	0,46708	0,32129

Для проведения оценки уровня остаточных напряжений в β -фазе титана выбраны кристаллографические плоскости типа $\{12\bar{3}3\}$ с углом дифракции $2\theta = 138$ градусов, в β -фазе титана – плоскости типа $\{310\}$ с углом дифракции $2\theta = 99$ градусов. Для анализа распределения деформации между α - и β -фазами титана выбраны сплавы 2, 5 и 6 с наибольшим содержанием β -фазы титана.

Построены зависимости деформации кристаллической решетки α - и β -фаз от макроскопической деформации, зафиксированной на тензорезисторе (рис. 4). Для каждого сплава выбраны три значения макроскопической деформации. Величина погрешности при измерении деформации решетки β -фазы титана больше, чем для α -фазы титана. Это связано с тем, что чем меньше угол дифракции и интенсивность линии, тем меньше точность определения межплоскостного расстояния.

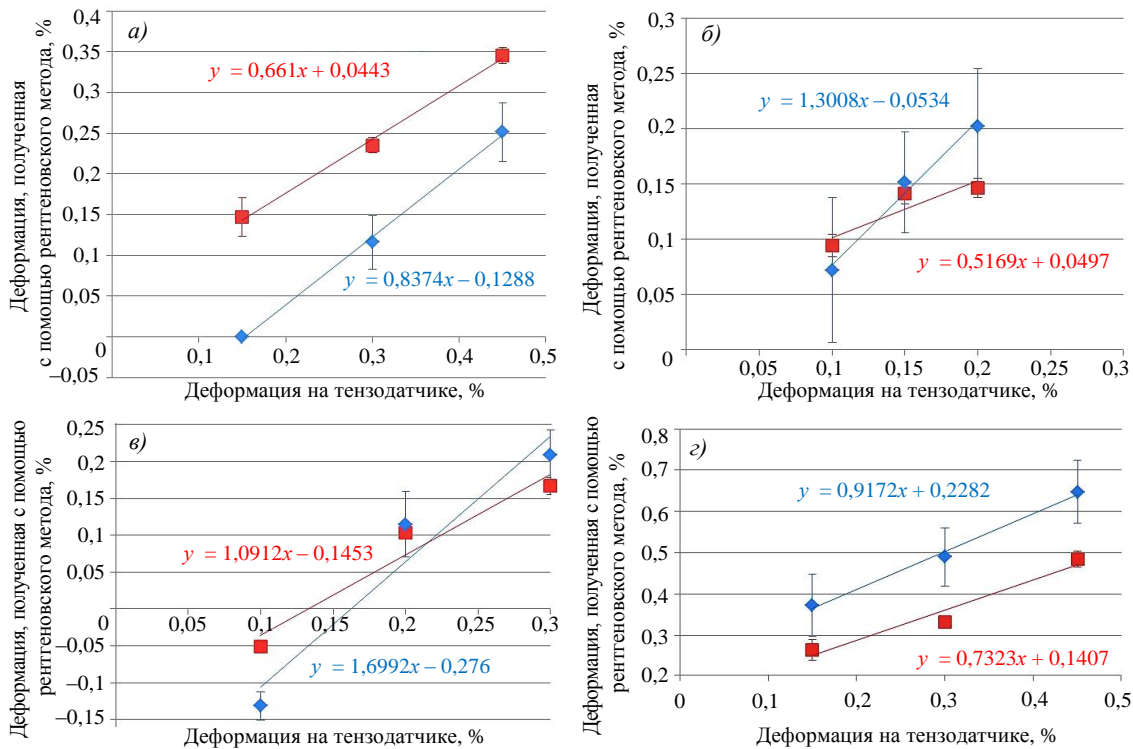


Рис. 4. Зависимости деформации кристаллической решетки α - (■) и β -фаз (◆) от макроскопической деформации на тензодатчике для титановых сплавов 2 (а), 5 (б), 6 (в) и деформированного сплава 6 (з)

Рост деформации кристаллических решеток в выбранных сплавах различается, общим является то, что скорость роста деформации в β -фазе титана больше, чем в α -фазе титана. В сплаве 2 значения деформаций кристаллических решеток α - и β -фаз значительно отличаются, а в сплавах 5 и 6 значения близки, что может быть связано с большим содержанием β -фазы.

Исследована также пластина из сплава 6, предварительно доведенная до пластической деформации, в поверхностном слое которой сформированы высокие растягивающие напряжения. При нагружении данной пластины характер зависимости изменился (рис. 4, з). Величина деформации β -фазы титана значительно превышала деформацию в α -фазе титана. Рост скорости набора деформации уменьшился, что, по-видимому, связано с увеличением плотности дислокаций в исследуемых фазах.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что макродеформации в сплавах сложного фазового состава, определенные тензорезистором, могут не совпадать с деформацией, полученной методом рентгеновской дифракции в разных фазах. Это может быть связано с разной долей фаз и их упругими и прочностными свойствами.

Оценка величины коэффициента Пуассона и межплоскостного расстояния без действия нагрузки

Для одноосного напряженного состояния можно оценить условие, при котором величина деформации равна нулю в определенном угле между нормалью к поверхности образца и выбранным направлением. Для выявления данных условий обратимся к общей формуле одноосного напряженного состояния [2]:

$$\varepsilon_{\psi} = \frac{1+\mu}{E} \cdot \sigma_1 \cdot \sin^2 \psi - \frac{\mu}{E} \cdot \sigma_1, \quad (2)$$

где ε_{ψ} – деформация решетки в направлении, отклоненном от нормали к исследуемой поверхности на угол ψ ; σ_1 – действующие напряжения; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль нормальной упругости.

При $\varepsilon_{\psi} = 0$ формула (2) примет следующий вид:

$$\sin^2 \psi_0 = \frac{\mu}{1+\mu} \quad \text{или} \quad \mu = \operatorname{tg}^2 \psi_0. \quad (3)$$

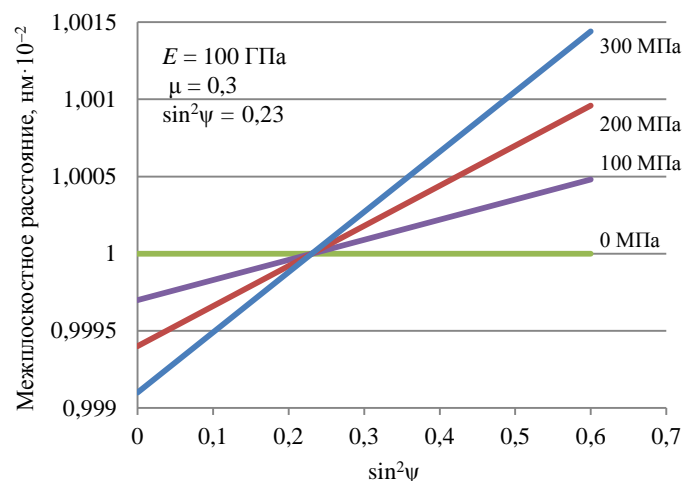


Рис. 5. Зависимости межплоскостного расстояния от угла отклонения нормали к поверхности для разных напряжений

Из полученных формул следует, что угол ψ , при котором $\varepsilon_{\psi} = 0$, зависит и определяется только коэффициентом Пуассона. Тем самым, если провести съемки остаточных напряжений с разными значениями напряжений, например 0–300 МПа (рис. 5),

то все угловые зависимости межплоскостного расстояния от $\sin^2\psi$ будут пересекаться в одной точке. Проекция данной точки на ось ординат указывает на величину межплоскостного расстояния в ненапряженном состоянии, а по оси абсцисс – на угол наклона отражающей кристаллографической плоскости, находящейся в ненапряженном состоянии, который связан с величиной коэффициента Пуассона – см. формулу (3).

Данный результат можно применять двумя способами:

– определять межплоскостное расстояние d_0 в ненапряженном состоянии, зная коэффициент Пуассона, что важно для корректного расчета деформации, а также актуально там, где помимо напряжений происходят сопутствующие процессы – например, окисление, при котором из-за насыщения кислородом будет меняться параметр решетки и, следовательно, межплоскостное расстояние d_0 ;

– определять неизвестный коэффициент Пуассона, получив несколько угловых зависимостей межплоскостного расстояния при разных напряжениях в оснастке, используемой при испытании на одноосное растяжение или изгиб.

Заключения

На определение доли β -фазы в титановых сплавах рентгеновским дифракционным методом влияет их кристаллографическая текстура и ширина дифракционных линий. Существует также необходимость совершенствования метода измерения доли фаз с возможностью разработки методики учета кристаллографической текстуры в монолитных образцах или проведения процедуры отжига изготавливаемого порошка.

Металлографический метод определения доли β -фазы дает завышенные значения относительно значений, полученных рентгеновским методом оценки. Это связано с процессами старения β -фазы и выделения в ней мелких пластин α -фазы, которые могут быть неразличимы методами растровой электронной и оптической микроскопии.

Исследования остаточных напряжений в титановых сплавах показали, что скорость роста деформации решетки β -фазы больше, чем α -фазы при приложении макродеформации. Обнаружено, что в сплавах с большим содержанием β -фазы значения деформаций кристаллических решеток α - и β -фаз близки при малых степенях внешней деформации, а в сплаве с небольшим содержанием β -фазы значения деформаций решеток значительно отличаются.

Для одноосного состояния выявлено, что угол ψ_0 , при котором $\varepsilon_\psi = 0$, зависит и определяется только величиной коэффициента Пуассона. Предложен способ определения коэффициента Пуассона рентгеновским методом с применением оснастки, используемой при испытании на изгиб или одноосное растяжение.

Список источников

1. Горелик С.С. Рекристаллизация. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
2. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
4. EN 15305:2008. Non-destructive Testing. Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction. BSI Standards Publication, 2009. 88 p.
5. Медведев П.Н., Кашапов О.С., Решетило Л.П. Исследование поверхностных слоев титанового сплава ВТ41 после механической обработки // Вопросы материаловедения. 2022. № 3 (111). С. 49–58.
6. Медведев П.Н., Гуляев А.И. Анализ пространственного распределения трещин в жаропрочном никелевом сплаве, изготовленном по технологии СЛС // Авиационные материалы и технологии. 2020. №1 (58). С. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18.

7. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
8. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- β -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава VT47. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
9. Калашников В.С., Решетило Л.П., Чучман О.В., Наприенко С.А. Характеристики прочности и выносливости прутков и штамповок лопаток из серийных жаропрочных титановых сплавов и нового титанового сплава псевдо- α -класса // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31.
10. Оглодков М.С., Кашапов О.С., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Сравнительный анализ характеристик отечественных сплавов марок VT8, VT8M, VT8M-1, VT9 и сплава Ti6242S (США) применительно к лопаткам компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
11. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Предпосылки разработки нового малолегированного технологичного титанового сплава средней прочности с рабочей температурой до 400–450 °С, способного к упрочнению // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
12. Каблов Е.Н., Путырский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава VT22M, изготовленных с заключительной деформацией в ($\alpha+\beta$)- и β -областях // Титан. 2021. № 1 (70). С. 26–33.
13. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава VT6, полученного методами аддитивных технологий // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
14. Колпачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов. 3-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2001. 416 с.
15. Волков Н.В., Скрытый В.И., Филиппов В.П., Яльцев В.Н. Физическое материаловедение: учеб. для вузов в 8 т. М.: НИЯУ МИФИ, 2012. Т. 3: Методы исследования структурно-фазового состояния материалов. 800 с.

References

1. Gorelik S.S. *Recrystallization*. Moscow: MISiS, 2005, 432 p.
2. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis: textbook for universities*. 4th ed., supple. and rev. Moscow: MISiS, 2002, 360 p.
3. Umansky Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Crystallography, X-ray and electron microscopy*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p.
4. EN 15305:2008. *Non-destructive Testing. Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction*. BSI Standards Publication, 2009, 88 p.
5. Medvedev P.N., Kashapov O.S., Reshetilo L.P. Study of surface layers of titanium alloy VT41 after mechanical treatment. *Voprosy materialovedeniya*, 2022, no. 3 (111), pp. 49–58.
6. Medvedev P.N., Gulyaev A.I. Analysis of the spatial distribution of cracks in a heat-resistant nickel alloy manufactured using SLM technology. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18.
7. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.

8. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable β -titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 2. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
9. Kalashnikov V.S., Reshetilo L.P., Chuchman O.V., Naprienko S.A. Strength and reliability of rods and rotor blade stamps made of heat-resistant industrial titanium alloys and modern pseudo- α -titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31.
10. Oglodkov M.S., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S., Kondratieva A.R. Comparative analysis of the characteristics of domestic alloys VT8, VT8M, VT8M-1, VT9 and Ti6242S alloy (USA) as applied to high-pressure compressor blades of aircraft gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 27, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
11. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Zavodov A.V. Prerequisites for the development of new low-alloyed technological medium strength titanium alloy with operating temperature up to 400–450 °C, capable of strengthening. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 28, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
12. Kablov E.N., Putyrskiy S.V., Yakovlev A.L., Krokhina V.A., Naprienko S.A. Study of fatigue fracture resistance of stampings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the ($\alpha+\beta$)- and β -regions. *Titan*, 2021, no. 1 (70), pp. 26–33.
13. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
14. Kolpachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys*: textbook for universities. 3rd ed., suppl. and rev. Moscow: MISiS, 2001, 416 p.
15. Volkov N.V., Skrytny V.I., Filippov V.P., Yaltsev V.N. *Physical materials science*: textbook for universities in 8 vols. Moscow: NRNU MEPhI, 2012, vol. 3: Methods for studying the structural and phase state of materials, 800 p.

Информация об авторах

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеева Надежда Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кочубей Александр Яковлевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Журавлева Полина Леонидовна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nadezhda S. Moiseeva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander Ya. Kochubey, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Polina L. Zhuravelva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.01.2025.
The article was submitted 10.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 24.01.2025.