

УДК 669.295:539.26

П.В. Панин¹, Д.А. Дзунович¹, Е.А. Лукина²**РАСЧЕТ ЭТАЛОННЫХ ИНТЕГРАЛЬНЫХ ИНТЕНСИВНОСТЕЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ ДЛЯ α - И β -ФАЗ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-4-4

Проведено уточнение величин эталонных интегральных интенсивностей рентгеновской дифракции для α - и β -фаз в титановых сплавах с помощью поликристаллических образцов из α -сплава марки VT1-0 и β -сплава состава Ti–3Al–7Mo–5,5Cr (% по массе). Для достижения статистически значимых результатов для каждого образца анализировали соответствующие дифрактограммы, снятые с четырех различных непараллельных друг другу макроплоскостей. Теоретический расчет относительных интегральных интенсивностей отражений от ГП и ОЦК решеток α - и β -фаз проводили по кинематической теории. В результате получен ряд усредненных нормированных интенсивностей рефлексов для α - и β -фаз, который пригоден для непосредственного использования при проведении количественного фазового и текстурного анализа титановых сплавов различных классов.

Ключевые слова: титановые сплавы, α -фаза, β -фаза, рентгеноструктурный анализ, кристаллографическая текстура, эталонная интегральная интенсивность.

Benchmark X-ray diffraction intensities for α - and β -phases in titanium alloys have been improved with the help of polycrystalline samples of α -alloy VT1-0 and β -alloy Ti–3Al–7Mo–5,5Cr (% wt.). In order to achieve statistically significant data for each sample the corresponding X-ray diffraction patterns have been obtained in four different non-orthogonal macroplanes. Theoretical calculation of specific integral diffraction intensities for h.c.p. and f.c.c. lattices of α - and β -phases has been accomplished in accordance with kinematic theory. As a result a number of averaged normalized diffraction intensities for α - and β -phases have been obtained, the intensities being suitable for direct use in quantitative phase and texture analysis of various titanium alloys.

Keywords: titanium alloys, α -phase, β -phase, X-ray diffraction analysis, crystallographic texture, benchmark integral intensity.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет)»; e-mail: mai@mai.ru

Введение

Современная техника предъявляет все более высокие требования к используемым металлам и сплавам [1–6]. Свойства сплавов определяются, прежде всего, их кристаллической структурой [7, 8]. Традиционно в понятие «структура» включается и такое понятие, как «текстура». Кристаллографической текстурой называют закономерное распределение ориентаций кристаллической решетки отдельных кристаллитов поликристаллического тела относительно внешних его осей [9–12]. Поскольку большинство механических и физических свойств являются функцией направления в кристалле,

наличие преимущественной кристаллографической ориентировки приводит к появлению анизотропии свойств, особенно в металлах с гексагональной структурой [13–17]. Поэтому создание благоприятных текстур находит все большее применение в технологии производства как один из эффективных способов повышения свойств в заданном направлении [18–21]. Помимо очевидной практической ценности, изучение текстур представляет большой теоретический интерес, поскольку позволяет лучше понять механизмы пластической деформации, рекристаллизации и других процессов, протекающих при обработке металлов с гексагональной структурой и сплавов на их основе, в том числе интерметаллидных [22–26].

Необходимость управления текстурообразованием предопределила развитие методик качественного и количественного текстурного анализа металлов и сплавов, реализуемых в основном с помощью рентгенодифракционного оборудования [27–34]. Однако рентгенографический анализ текстур сопряжен с некоторыми трудностями. Так, вследствие относительности рентгеновских методов, для количественного текстурного анализа необходимо иметь бестектурные эталоны сравнения или ряд эталонных интенсивностей рентгеновских рефлексов для каждой конкретной группы сплавов. Наиболее точные результаты дают порошковые эталоны, изготовление которых представляет собой непростую задачу, особенно для титановых сплавов.

В данной работе предпринята попытка использовать в качестве эталонов отожженные поликристаллические образцы из однофазных титановых сплавов α -класса марки ВТ1-0 и β -класса состава Ti–3Al–7Mo–5,5Cr (% по массе) с целью получения ряда нормированных интегральных интенсивностей рефлексов для α - и β -фаз со статистически значимой точностью.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [35–37].

Материалы и методы

Исследования проводили на деформированных полуфабрикатах из титановых сплавов марок ВТ1-0 и Ti-3-7-5. Исходными полуфабрикатами для последующей деформации служили слитки, полученные вакуумно-дуговой плавкой по технологии, аналогичной технологии, приведенной в работе [38]. Вид деформированных полуфабрикатов и состав исследованных сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов

Сплав	Вид полуфабриката	Содержание Ti	Содержание легирующих элементов, % (по массе)		
			Al	Mo	Cr
ВТ1-0	Прутки \varnothing 10 мм	99,9	–	–	–
Ti-3-7-5	Плита	Основа	3,0	7,0	5,5

После обработки резанием образцы отжигали в вакууме при температуре 850°C в течение 4 ч.

В соответствии с планом исследования отожженный образец из α -сплава ВТ1-0 размером \varnothing 10×13 мм подвергали прецизионной резке в различных направлениях для получения четырех непараллельных друг другу срезов (рис. 1).

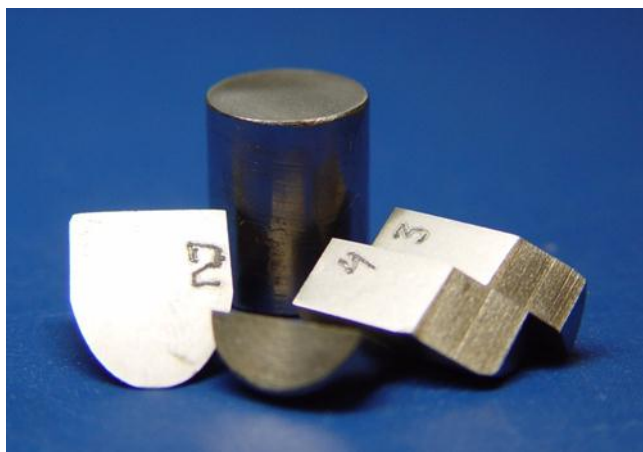


Рис. 1. Внешний вид исследованных образцов из сплава ВТ1-0

После каждого этапа резки соответствующую макроплоскость образца подготавливали для рентгенографического текстурного анализа и проводили съемку. Таким образом получены экспериментальные данные по рентгеновской микродифракции в четырех различных направлениях одного и того же образца, что повысило статистическую значимость результатов.

На отожженном образце из β -сплава Ti-3-7-5 размером 25×9×11 мм к съемке также подготовили четыре плоскости, однако образец не подвергали резке – применяли только грубую и тонкую шлифовку. Полученные плоскости съемки приведены на рис. 2.

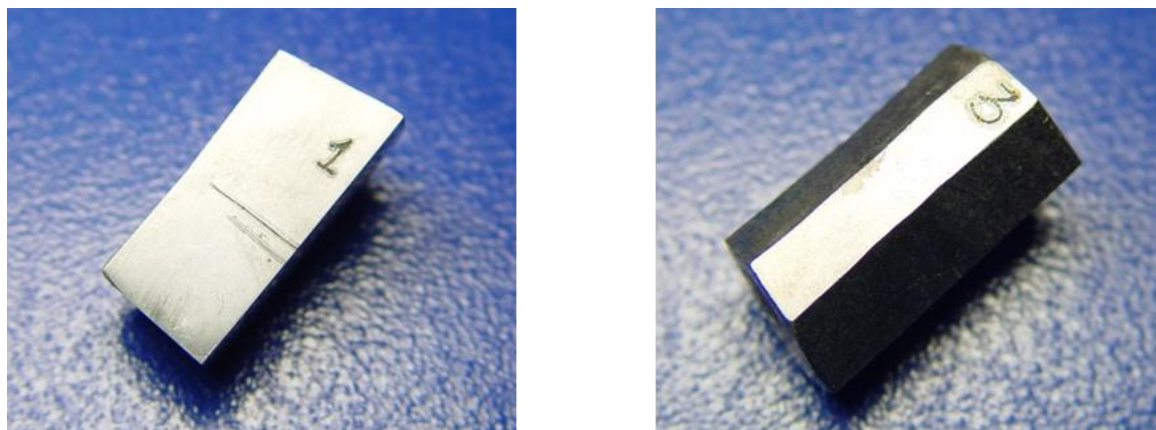


Рис. 2. Внешний вид исследованных образцов из сплава Ti-3-7-5

Подготовку образцов к рентгенографическому текстурному анализу проводили по стандартной методике. Полученные резкой или грубой шлифовкой макроплоскости шлифовали и полировали до образования гладкой ювенильной поверхности. Затем подготовленные поверхности подвергали химическому травлению на глубину 0,01 мм для очистки поверхности и для снятия напряжений. Применяли стандартный реактив следующего состава: 1 объемн. часть плавиковой кислоты (HF) и 3 объемн. части азотной кислоты (HNO₃). Метод травления – смачивание поверхности или погружение всего образца. Съемку образцов проводили при комнатной температуре на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 ADVANCE, оснащенный приставкой Эйлера. Параметры съемки: ускоряющее напряжение 40 кВ, фильтрованное монохроматическое излучение меди (Cu K_α), анодный ток 40 мА.

Полученные дифрактограммы обрабатывали с помощью специализированного программного обеспечения DIFFRAC.EVA. Значения углов дифракционных максимумов определяли программными средствами по центру массы рефлексов, а их интегральную интенсивность – с помощью полиномиальной аппроксимации профиля рентгеновской линии и измерения площади под кривой распределения интенсивности вблизи отражающего положения (рис. 3) в интервале углов дифракции – от $\theta - \Delta\theta$ до $\theta + \Delta\theta$.

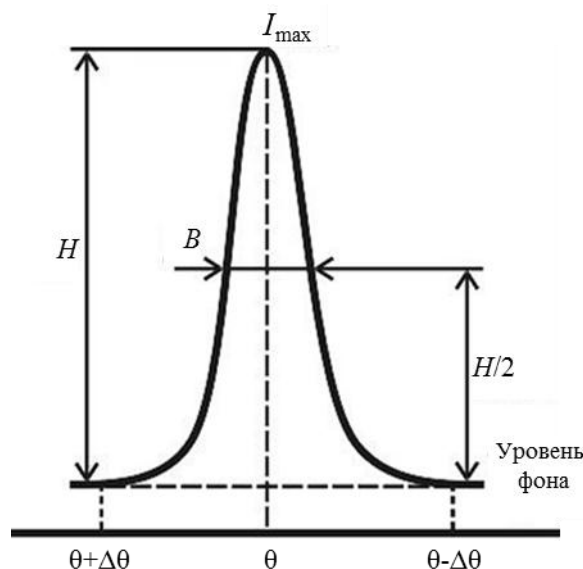


Рис. 3. Профиль рентгеновской линии и его размерные характеристики

Интегральная интенсивность с достаточной точностью вычисляется как произведение: $I = B \cdot H$, где H – высота пика; B – ширина пика, измеренная на половине его высоты (рис. 3) [12, 28].

Результаты

Основное назначение эталона в текстурных исследованиях – это определение поправок на дефокусировку и поглощение при съемке прямых и обратных полюсных фигур.

Рентгеновские лучи, прошедшие через эталонный образец или отраженные от него под углом θ , должны ослабиться в нем так же, как и в анализируемом текстурированном образце, т. е. эталон должен характеризоваться таким же коэффициентом ослабления и пористостью, как и исследуемый образец.

Эталонный образец обычно готовится из того же материала, что и анализируемый текстурированный образец, разными способами в виде [11]:

а – очень мелко напильного или молотого порошка, просеянного через сито с размером отверстий $\sim(30-40)$ мкм и отожженного в вакууме или в защитной атмосфере, если это необходимо; этот порошок густо замешивают на эпоксидной смоле и высушивают под небольшой нагрузкой;

б – спеченного порошкового образца;

в – массивного образца.

При изготовлении эталона из порошка необходимо учитывать следующее [11]:

– в процессе свободной насыпки порошка на подложку и его легкого прессования не должна образовываться текстура «укладки», что возможно при неравноосной форме частиц порошка, приготовленных из хрупких материалов; в то же время эталон должен содержать как можно меньше пор и связующего вещества;

– размер областей когерентного рассеяния для эталона не должен превышать 0,2–0,3 мкм, так как при увеличении их размера в диапазоне 0,3–1,0 мкм интенсивность дифрагированного луча ослабляется за счет первичной экстинкции; этот эффект особенно значителен для металлов с большим порядковым номером и для малых углов θ , т. е. для линий, по которым в основном исследуется текстура; если же размер зерна более нескольких микрометров, то это также может отразиться на интенсивности, так как при этом профиль линий дифрактограммы становится недостаточно гладким;

– ширина дифракционных линий эталона должна быть близкой к ширине линий исследуемого образца; это уменьшает ошибки, вызванные дефокусировкой; эталоны с разной шириной линий получают из порошка, отожженного на разные стадии снятия наклепа;

– поверхность эталонного образца должна быть гладкой; если за счет достаточно крупных частиц на его поверхности появляется шероховатость, то частицы порошка могут частично перекрывать падающие или отраженные лучи; это выражено тем более отчетливо, чем больше порядковый номер вещества и меньше угол θ .

Получить бестекстурное состояние в массивном образце очень трудно, так как пластическая деформация и рекристаллизация сопровождаются образованием кристаллографической текстуры. Эталонный образец может быть изготовлен в результате деформации по определенной схеме путем всестороннейковки с небольшими частными обжатиями и последующего отжига. Бестекстурное состояние при этом проверяется путем сопоставления относительных значений интегральной интенсивности для нескольких рефлексов с теоретически рассчитанными [9–12].

Теоретический расчет относительных интегральных интенсивностей отражений от ГП и ОЦК решеток α - и β -фаз титана проводили по кинематической теории. Согласно этой теории, интенсивность линий пропорциональна интенсивности первичных лучей, а коэффициентами пропорциональности являются так называемые множители интенсивности. В самом общем виде расчетная зависимость описывается следующим выражением [28]:

$$\frac{I_{\text{теор}}}{I_0} = |F|^2 \cdot K_{\theta} \cdot N_{hkl} \cdot R_{\theta} \cdot e^{-2M} \cdot C, \quad (1)$$

где $I_{\text{теор}}$ – интегральная интенсивность линии (абсолютная); I_0 – интенсивность первичного рентгеновского пучка (абсолютная); $I_{\text{теор}}/I_0$ – интегральная интенсивность линии (относительная); $|F|^2$ – структурный множитель; K_{θ} – угловой множитель; N_{hkl} – фактор повторяемости; R_{θ} – абсорбционный множитель; e^{-2M} – температурный множитель; C – постоянная величина для данного вещества и данных условий съемки.

Интенсивность первичного пучка I_0 при расчетах интегральных интенсивностей, полученных при съемке в одном и том же излучении, обычно принимается за единицу (или 100%). Использование истинного значения этой величины позволяет сравнивать абсолютные и относительные значения интегральных интенсивностей при съемке в различных излучениях. Однако переход к нормированным интегральным интенсивностям (как абсолютным, так и относительным) исключает необходимость учета интенсивности первичного пучка независимо от того, какое излучение используется.

Структурный множитель $|F|^2$ учитывает интенсивность рассеяния каждым атомом в элементарной ячейке и их взаимное расположение:

$$|F|^2 \cong f^2,$$

где f – атомный множитель, который учитывает расположение электронов, рассеивающих лучи, в объеме атома, является функцией $\sin\theta/\lambda$ (табличная величина).

Для ОЦК и ГП структур расчет структурного множителя проводится следующим образом.

ОЦК (β -Ti):

- если $h+k+l=2n$ (четное число) $\rightarrow |F|^2=4f^2$;
- если $h+k+l=2n\pm 1$ (нечетное число) $\rightarrow |F|^2=0$.

ГП (α -Ti):

- $2h+k=3m$ (число кратное трем)
 - l – четное $\rightarrow |F|^2=4f^2$;
 - l – нечетное $\rightarrow |F|^2=0$;
- $2h+k=3m\pm 1$ (число некратное трем)
 - l – четное $\rightarrow |F|^2=f^2$;
 - l – нечетное $\rightarrow |F|^2=3f^2$.

Угловой множитель K_θ учитывает поляризацию при рассеянии рентгеновских лучей и геометрию съемки:







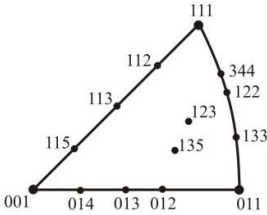
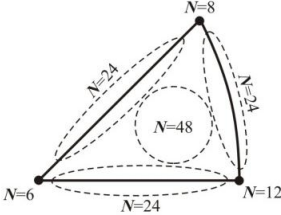




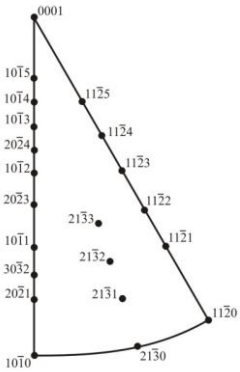
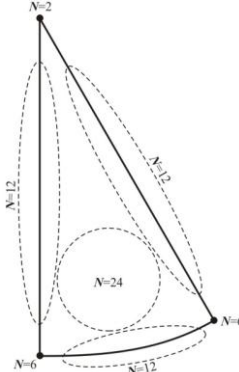
$$K_\theta = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cdot \cos \theta},$$

где θ – угол дифракции.

Фактор повторяемости N_{hkl} учитывает число возможных повторений данной плоскости в элементарной ячейке (табл. 2).

Таблица 2

Факторы повторяемости плоскостей в кубической и гексагональной сингониях

Кубическая сингония	
1) $h \neq k \neq l \neq 0, N_{hkl}=48$ 	4) $N_{00l}=6$ 
2) $h=k \neq l, N_{hhl}=24$ 	5) $N_{hhh}=8$ 
3) $h=0, k \neq l \neq 0, N_{0kl}=24$ 	6) $N_{hh0}=12$ 
	
Гексагональная сингония	
1) $h \neq k \neq 0, l \neq 0, N_{hkl}=24$ 	3) $N_{h0,0; hh,0}=6$ 
2) $N_{00,l}=2$ 	4) $N_{hk,0; hk,l; hh,l}=12$ 
	

Абсорбционный множитель R_θ учитывает ослабление лучей при данной геометрии съемки (при съемке на дифрактометре с фокусировкой по Брэггу–Брентано этот фактор не учитывается).

Температурный множитель e^{-2M} учитывает разность фаз рассеянных лучей, возникшую вследствие тепловых колебаний (при съемке при комнатной температуре этот фактор не учитывается).

Таким образом, после исключения из выражения (1) неопределяющих факторов относительную интегральную интенсивность рефлексов следует вычислять по формуле:

$$I_{\text{теор}} = |F|^2 \cdot K_\theta \cdot N_{hkl}. \quad (2)$$

Величина $I_{\text{теор}}$, рассчитанная по формуле (2), представляется в «условных размерных единицах» и приобретает смысл только при сравнении с другими подобными значениями. В этом случае полученный ряд относительных интегральных интенсивностей удобно нормировать. Для этого максимальную из интенсивностей принимают за единицу (или 100%), а остальные значения выражают в долях единицы (или в процентах). После всех преобразований получаем ряд усредненных нормированных интегральных интенсивностей рефлексов:

$$I_{\text{теор}(i)}^{\text{норм}} = \frac{I_{\text{теор}(i)}}{I_{\text{max}}} \cdot 100\%.$$

Кроме того, как отмечено ранее, нормировка исключает влияние энергии первичного рентгеновского пучка на интенсивность дифрагированных лучей.

Рентгеновский анализ титана и его сплавов целесообразно проводить в излучении меди ($\text{Cu } K_\alpha$), поэтому расчет проводится для всех возможных в данном излучении рефлексов α - и β -фаз. Теоретическое количество рефлексов определяется из следующего соотношения, которое является следствием уравнения Вульфа–Брэгга:

$$d_{HKL} \geq \frac{\lambda}{2}.$$

В табл. 3 приведены множители интенсивности и теоретические нормированные интенсивности для всех возможных рефлексов α - и β -фаз титана при съемке в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении.

Многочисленные экспериментальные исследования порошковых проб титановых сплавов показали недостаточно хорошую корреляцию между теоретическими и экспериментальными значениями интенсивности рефлексов α - и β -фаз титана. По-видимому, это связано с так называемой «текстурой укладки», образующейся при пресовании частиц порошка, а также с систематическими неустраняемыми погрешностями и степенью остроты текстуры.

В практике металловедческих исследований рентгеноструктурному анализу подвергаются в основном поликристаллические монолитные образцы. В связи с этим целесообразным является изготовление монолитных поликристаллических образцов, в которых отсутствует текстура. Однако следует отметить, что получить бестекстурное состояние в массивном образце очень трудно вследствие наличия в нем текстуры деформации и/или рекристаллизации, которую необходимо устранить.

В данной работе в качестве бестекстурных эталонов использованы отожженные в вакууме монокристаллические образцы, вырезанные из поликристаллических полуфабрикатов α -сплава ВТ1-0 и β -сплава Ti-3Al-7Mo-5,5Cr (% по массе). Эталонные образцы подвергали рентгеновской съемке в Си K_{α} -излучении. Для достижения статистически значимых результатов для каждого эталонного образца осуществляли рентгеновскую съемку с четырех различных непараллельных друг другу макроразностей, для чего их подвергали прецизионной электроискровой резке, затем полученные срезы (плоскости) шлифовали и травили.

Таблица 3

Значения теоретических интегральных интенсивностей

Номер рефлекса	$hk(\cdot)l$	θ , град	d/n^* , нм	f	$ F ^2$	K_{θ}	N_{hkl}	$I_{теор}$	$I_{теор}^{норм}$, %
α -фаза									
1	10.0	17,75	0,25288	14,97	224,1	18,79	6	25262	26
2	00.2	19,28	0,23350	14,42	831,7	15,66	2	26056	27
3	10.1	20,28	0,22237	13,87	577,1	13,99	12	96889	100
4	10.2	26,70	0,17155	12,23	149,6	7,51	12	13486	14
5	11.0	31,87	0,14600	11,43	522,6	5,05	6	15835	16
6	10.3	35,56	0,13256	10,63	339,0	4,02	12	16335	17
7	20.0	37,57	0,12644	10,23	104,7	3,62	6	2271	2
8	11.2	38,52	0,12379	10,23	418,6	3,46	12	17390	18
9	20.1	39,17	0,12205	9,93	295,8	3,37	12	11945	12
10	00.4	41,32	0,11675	9,64	371,7	3,10	2	2308	2
11	20.2	43,89	0,11119	9,35	87,4	2,89	12	3033	3
12	10.4	46,66	0,10600	9,06	82,1	2,76	12	2722	3
13	20.3	51,76	0,09814	8,58	220,8	2,76	12	7320	8
14	21.0	53,76	0,09558	8,58	73,6	2,84	12	2505	3
15	21.1	55,41	0,09364	8,39	211,2	2,93	24	14838	15
16	11.4	57,72	0,09118	8,19	268,3	3,10	12	9990	10
17	21.2	60,63	0,08846	8,19	67,1	3,41	24	5486	6
18	10.5	61,63	0,08761	8,00	192,0	3,54	12	8145	8
19	20.4	63,99	0,08578	8,00	64,0	3,89	12	2990	3
20	30.0	66,14	0,08429	7,81	244,0	4,29	6	6285	6
21	21.3	71,16	0,08145	7,67	176,5	5,62	24	23821	25
22	30.2	76,48	0,07929	7,53	226,8	8,12	12	22090	23
β -фаза									
1	110	19,79	0,22769	14,42	831,7	14,78	12	147504	100
2	200	28,61	0,16100	11,83	559,8	6,43	6	21580	15
3	211	35,90	0,13146	10,63	452,0	3,94	24	42739	29
4	220	42,62	0,11384	9,64	371,7	2,98	12	13311	9
5	310	49,21	0,10183	8,77	307,7	2,73	24	20140	14
6	222	56,03	0,09295	8,39	281,6	2,97	8	6688	5
7	321	63,61	0,08606	8,00	256,0	3,83	48	47055	32
8	400	73,26	0,08050	7,67	235,3	6,42	6	9065	6

* d – межплоскостное расстояние; n – порядок отражения.

Значения экспериментальных интегральных интенсивностей

Номер рефлекса	$hk(\cdot)l$	$I_{\text{эксп}}(1)$	$I_{\text{эксп}}(2)$	$I_{\text{эксп}}(3)$	$I_{\text{эксп}}(4)$	$I_{\text{эксп}}(\text{ср})$	$I_{\text{эксп}}^{\text{норм}}(\text{ср}), \%$
α -фаза							
1	10.0	30	340	195	217,5	195,6	9
2	00.2	0	236	700	1420	589,0	28
3	10.1	1826	3350	2000	1200	2094,0	100
4	10.2	435	240	276,5	160	277,9	13
5	11.0	267	94,5	115,5	255	183,0	9
6	10.3	54	252	600	80	246,5	12
7	20.0	0	51	38,5	32	30,4	2
8	11.2	10	426	190	208	208,5	10
9	20.1	150	540	456	88	308,5	15
10	00.4	27	48	45	195	78,8	4
11	20.2	0	72	147	48	66,8	3
12	10.4	112,5	35	35	36	54,6	3
13	20.3	0	99	85	80	66,0	3
14	21.0	0	25	35	30	22,5	1
15	21.1	314	138	84	300	209,0	10
16	11.4	200	243	198	182	205,8	10
17	21.2	17	102	84	56	64,8	3
18	10.5	26	20	105	45	49,0	2
19	20.4	221	85	79	0	96,3	5
20	30.0	0	100	55	42	49,3	2
21	21.3	48	310	262,5	647,5	317,0	15
22	30.2	0	120	116	72	77,0	4
β -фаза							
1	110	1680	1380	992	1925	1494,3	100
2	200	245	245	90	153	183,3	12
3	211	281	177,5	120	232,5	202,8	14
4	220	98	64	135	109,5	101,6	7
5	310	67,5	36	450	56	152,4	10
6	222	24	24	50	20	29,5	2
7	321	103,5	70	114	307	148,6	10
8	400	12	16	25	20	18,3	1

Экспериментальные интегральные интенсивности (табл. 4) рассчитывали по полученным дифрактограммам следующим образом: вычисляли площадь под кривой, которая описывает профиль дифракционного максимума. Полученные экспериментальные интегральные интенсивности обрабатывали методами математической статистики.

На заключительном этапе работы проводили арифметическое усреднение теоретических и экспериментальных нормированных интенсивностей (табл. 5).

Расчетные и экспериментальные данные показали хорошую корреляцию значений, а итоговое арифметическое усреднение позволило значительно уменьшить систематические ошибки при съемке текстурированных образцов. Например, согласно расчету, интегральные интенсивности линий (10.0) и (00.2) α -фазы должны быть приблизительно одинаковыми. Но съемка бестекстурных порошковых эталонов не подтверждает это теоретическое положение – интенсивности указанных линий отличаются в 2 раза. Съемка отожженных монокристаллических образцов в различных направлениях и усреднение полученных экспериментальных интенсивностей с теоретическими позволили найти приемлемые значения нормированных интегральных интенсивностей для всех возможных рефлексов.

Таблица 5

Усредненные значения теоретических и экспериментальных интенсивностей

Номер рефлекса	$hk(\cdot)l$	$I_{\text{теор}}^{\text{норм}}, \%$	$I_{\text{эксп(ср)}}^{\text{норм}}, \%$	$I^{\text{норм}}, \%$
α -фаза				
1	10.0	26	9	17,5
2	00.2	27	28	27,5
3	10.1	100	100	100
4	10.2	14	13	13,5
5	11.0	16	9	12,5
6	10.3	17	12	14,5
7	20.0	2	2	2
8	11.2	18	10	14
9	20.1	12	15	13,5
10	00.4	2	4	3
11	20.2	3	3	3
12	10.4	3	3	3
13	20.3	8	3	5,5
14	21.0	3	1	2
15	21.1	15	10	12,5
16	11.4	10	10	10
17	21.2	6	3	4,5
18	10.5	8	2	5
19	20.4	3	5	4
20	30.0	6	2	4
21	21.3	25	15	20
22	30.2	23	4	13,5
β -фаза				
1	110	100	100	100
2	200	15	12	13,5
3	211	29	14	21,5
4	220	9	7	8
5	310	14	10	12
6	222	5	2	3,5
7	321	32	10	21
8	400	6	1	3,5

Следует также отметить, что лучшая сходимость теоретических и экспериментальных результатов наблюдается для рефлексов β -титана. Это объясняется кубической структурой β -фазы и соответственно меньшей «вариативностью» ее текстур.

Обсуждение и заключения

Полученные экспериментальные результаты позволяют сделать следующие выводы.

Анализ текстуры конструкционных металлов и сплавов представляет большую научную ценность и практическую значимость вследствие того, что формирующаяся в материале текстура оказывает влияние на анизотропию физических и механических свойств.

Теоретические и экспериментальные интегральные интенсивности большинства рефлексов α - и β -фаз близки по значению. Хорошая корреляция полученных экспериментальных результатов с расчетными данными свидетельствует о возможности применения отоженных монокристаллических образцов из α - и β -титановых сплавов в качестве бестекстурных эталонов.

Полученный в работе ряд усредненных нормированных интенсивностей рефлексов α - и β -фаз титана пригоден для непосредственного использования при проведении количественного фазового и текстурного анализа титановых сплавов различных классов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. научно-информационных материалов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
3. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // Редкие земли. 2014. №3. С. 8–13.
4. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
5. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. №5. С. 7–27.
6. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы // Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. №1. С. 3–12.
7. Ночовная Н.А. Перспективы и проблемы применения титановых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2007. №1. С. 4–8.
8. Петухов А.Н. Актуальные вопросы конструкционной прочности титановых сплавов и деталей из них // Авиационные материалы и технологии. 2007. №1. С. 8–13.
9. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М.: Металлургия, 1969. 654 с.
10. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 343 с.
11. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 272 с.
12. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 1994. 328 с.
13. Смирнов В.С., Дурнев В.Д. Текстурирование металлов при прокатке. М.: Металлургия, 1971. 254 с.
14. Скворцова С.В., Ильин А.А., Бецофен С.Я., Филатов А.А., Дзунович Д.А., Панин П.В. Анизотропия механических свойств и текстура листовых полуфабрикатов из титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2006. №1–2. С. 81–87.
15. Murty K.L., Charit I. Texture development and anisotropic deformation of zircaloys // Progress in nuclear energy. 2006. Vol. 48. P. 325–359.
16. Захарченко И.Г., Волчок Н.А., Брюханов П.А., Совкова Т.С. Влияние комбинации прямой и поперечной прокаток на текстуру и анизотропию свойств листов α -титанового сплава Ti-3Al-1,5V // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2010. №1. С. 93–98.
17. Панин П.В. Кристаллографическая текстура и анизотропия упругих свойств сплавов на основе алюминидов титана // Сб. материалов V Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (26–29 нояб. 2013 г.). М.: ИМЕТ РАН. 2013. С. 341–342.
18. Скворцова С.В. Закономерности формирования текстуры в титановых сплавах разных классов // Авиационные материалы и технологии. 2007. №1. С. 40–42.
19. Скворцова С.В., Дзунович Д.А., Панин П.В., Снегирева Л.А. Текстурирование в листовых полуфабрикатах титанового сплава VT16 при пластической деформации и термической обработке // Авиационная промышленность. 2007. №4. С. 25–29.
20. Ильин А.А., Скворцова С.В., Дзунович Д.А., Панин П.В., Шалин А.В. Влияние параметров термической и термомеханической обработки на текстурирование в листовых полуфабрикатах из титановых сплавов // Технология машиностроения. 2012. №8. С. 8–12.
21. Дзунович Д.А., Шалин А.В., Панин П.В. Структура, текстура и механические свойства

- деформированных полуфабрикатов из сплава ВТ6, полученных по промышленным и опытным технологиям // Деформация и разрушение материалов. 2017. №6. С. 19–27.
22. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин С.Я., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных материалов. М.: Металлургия, 1995. 442 с.
 23. Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Сплавы цветных металлов для авиационной техники. Рыбинск: РГАТА, 2002. 219 с.
 24. Grytsyna V., Stukalov A., Chernyaeva T. et al. Destruction of crystallographic texture in zirconium alloy tubes // Proceedings of 14th International Symposium «Zirconium in the Nuclear Industry». ASTM, 2005. Vol. 2. No. 8. P. 305–329.
 25. Vanitha C., Kiran Kumar M., Dey G.K. et al. Recrystallization texture development in single-phase Zircaloy-2 // Materials Science and Engineering: A. 2009. Vol. 519. P. 51–60.
 26. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
 27. Агеев Н.В., Бабарэко А.А., Бецофен С.Я. Описание текстуры методом обратных полюсных фигур // Известия АН СССР. Сер.: Металлы. 1974. №1. С. 94–103.
 28. Рузаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 479 с.
 29. Van Houtte P.A. New Method for the determination of texture functions from incomplete pole figures – comparison with older methods // Gordon and British Science Publishers Inc. «Textures and Microstructures». 1984. Vol. 6. P. 137–162.
 30. Dahms M., Bunge H.J. ODF calculation by series expansion from incompletely measured pole figures using positivity condition // Gordon and British Science Publishers Inc. «Textures and Microstructures». 1987. Vol. 7. P. 171–185.
 31. Kearns J.J. On the relationship among «f» texture factors for the principal planes of zirconium, hafnium and titanium alloys // Journal of Nuclear Materials. 2001. No. 299. P. 171–174.
 32. Бецофен С.Я., Смирнов В.Г., Ашмарин А.А., Шафоростов А.А. Количественные методы описания текстуры и анизотропии свойств сплавов на основе титана и магния // Титан. 2010. №2. С. 16–22.
 33. Mani Krishna K.V., Srivastava D., Dey G.K. et al. Comparative study of methods of the determination of Kearns parameter in zirconium // Journal of Nuclear Materials. 2011. No. 414. P. 492–497.
 34. Дзунович Д.А., Бецофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // Деформация и разрушение материалов. 2016. №11. С. 8–16.
 35. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
 36. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
 37. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
 38. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана // Авиационные материалы и технологии. 2014. №2 (31). С. 27–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33.