

2. Matveev Yu. M., Ruzhinskii M. B., Romashov A. A., Khalamez E. M. Tekhnologiya proizvodstva élektrosvarynykh trub [Production technology of electric-welded pipes]. — Moscow: Metallurgiya, 1967. P. 84 – 96 [in Russian].
3. Golovin G. F., Zimin N. V. Tekhnologiya termicheskoi obrabotki metallov s primeneniem induktsionnogo nagreva [Heat treatment technology of metals using high-frequency heating]. — Leningrad: Mashinostroenie, 1990. — 87 p. [in Russian].
4. Shorshorov M. Kh. Metallovedenie svarki stali i splavov titana [Welding metallurgy of steels and titanium alloys]. — Moscow: Nauka, 1965. P. 80 – 91 [in Russian].
5. Tkachuk M. A., Bagmet O. A. Metodika opredeleniya optimal'noi temperatury nagreva pri provedenii lokal'noi termicheskoi obrabotki svarnogo shva trub, svarenykh tokami vysokoi chastoty [Method for determination of the optimal heating temperature upon local heat treatment of a high frequency welded pipe joint] / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2015. Vol. 81. N 5. P. 39 – 44.

УДК 669–1

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ДИСПЕРСИОННО-УПРОЧНЕННОГО ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8-1 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

© Е. А. Лукина, О. С. Кашапов, А. В. Заводов¹

Статья поступила 25 марта 2015 г.

Представлены результаты исследования структуры и механических свойств сплава ВТ8-1 после различных режимов термической обработки. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлен фазовый состав и морфология выделяющихся фаз. Показано, что повышение температуры первой ступени отжига приводит к росту прочностных характеристик и вязкости разрушения за счет увеличения дисперсности вторичных и третичных выделений α -фазы. Ширина и морфология α -пластин, а также соотношение первичной и превращенной (вторичной) α -фазы зависит от изначального ($\alpha + \beta$)-состояния, а следовательно, от выбранной температуры обработки по отношению к температуре полиморфного превращения. На формирование комплекса прочностных характеристик влияют характер выделений и размер силицидов титана вблизи межфазных границ.

Ключевые слова: ударная вязкость; термическая обработка; α -фаза; β -фаза; просвечивающая электронная микроскопия; силициды; дисперсионное упрочнение; твердорастворное упрочнение.

Жаропрочный ($\alpha + \beta$)-титановый сплав ВТ8-1 системы Ti – Al – Sn – Zr – Si, разработанный в начале 1990-х годов, — основной на сегодняшний день материал для производства компрессорных дисков с рабочей температурой до 450 °С для новых и модернизируемых авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) [1 – 4].

Термическая обработка (ТО) сплава (серийный режим) включает: высоко- (обработка на твердый раствор вблизи температуры полного полиморфного превращения (T_m) с последующим охлаждением на воздухе) и низкотемпературный (старение) отжиги. В результате ТО происходят рекристаллизация α -фазы и дисперсионное упрочнение материала с выделением силицидов титана вблизи межфазных границ. Вместе с тем дисперсионное упрочнение сплава может сопровождаться снижением характеристик пластичности и вязкости разрушения [5, 6].

Для повышения прочностных характеристик ВТ8-1 применяют процедуру упрочняющей термической обработки (УТО), которую проводят по следующей схеме: сначала высокотемпературный отжиг вблизи T_m для рекристаллизации первичной α -фазы, затем закалка в воду от температуры на 100 °С ниже T_m и старение. В отличие от отожженного состояния это повышает эффективность твердорастворного упрочнения, а также дисперсионного упрочнения за счет распада метастабильных твердых растворов на дисперсную смесь ($\alpha + \beta$) [7].

Цель работы — анализ структуры, фазового состава и механических свойств сплава ВТ8-1 после различных режимов ТО.

Для исследования использовали штамповку диска по ОСТ1 90197 из сплава ВТ8-1 в отожженном состоянии после серийной ТО. Дополнительный отжиг проводили следующим образом: 1) с повышенной температурой на первой ступени (режим № 1); 2) с повышенной температурой на первой ступени и понижен-

¹ Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ») Москва, Россия.

Таблица 1. Результаты исследования механических свойств образцов из сплава ВТ8-1 после различных режимов ТО

Режим ТО	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа				δ , %	ψ , %
		20 °С	450 °С	500 °С	550 °С		
Серийная ТО	930/950	1000/1010	725/750	705/720	670/710	15/18	30/37
Режим № 1	990/990	1090/1100	840/845	795/810	745/780	13,5/14,5	36/37,5
Режим № 2	980/995	1110/1125	830/850	785/795	750/770	15/15	39/39,5
УТО	—/1120	1200/1220	940/985	—	—	8,2/9,0	14,0/17,0

Примечание. В числителе приведено минимальное значение, в знаменателе — среднее. Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), удлинение (δ) и сужение (ψ) определены при 20 °С.

ной температурой на второй ступени (режим № 2); 3) после закалки от температуры $T_{\text{нп}} = 100$ °С и старения (УТО).

Для исследования механических свойств из штамповки в хордовом направлении вырезали заготовки под образцы (рис. 1). Испытания образцов с определением пределов прочности (σ_B) и текучести ($\sigma_{0,2}$), удлинения (δ), сужения (ψ) (ГОСТ 1497–84 [9]) проводили при 20 °С и повышенных температурах (450, 500 и 550 °С) [10]. Характеристики ударной вязкости определяли по ГОСТ 9454–78 после различных режимов ТО [11]. Скорость роста трещины усталости оценивали согласно ASTM E 647-08 [12].

Оптическую и электронную микроскопии применяли для фрагментов образцов, разрушенных после испытаний по ГОСТ 1497–84. Предварительный анализ структуры осуществляли на шлифах методами оптической микроскопии. Просвечивающую электронную микроскопию использовали для образцов, приготовленных электролитическим утонением (струйной полировкой) в кислотном-спиртовом электролите.

Фазовый состав и морфологию фаз исследовали с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM 200CX фирмы JEOL (ускоряющее напряжение 160 кВ, разрешение 8 Å). Для выявления структурных особенностей использовали дифракционные методы получения изображений в режиме темного и светлого полей. Кристаллографическую ориентацию участков структуры определяли совместным анализом микроизображений и дифракционных картин.

Полученные изображения обрабатывали при помощи специализированного программного обеспечения (Siams700 и ImageExpert Pro 3.1). В качестве результата измерений каждого образца брали среднее арифметическое с трех полей обзора. Первичную α -фазу определяли по изображениям, полученным оптической микроскопией, толщину вторичных α -пластин — по изображениям просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты исследования механических свойств образцов сплава после различных режимов ТО приведены в табл. 1.

Видно, что с увеличением температуры первой ступени отжига (режимы № 1 и 2) прочностные харак-

Таблица 2. Результаты определения характеристик ударной вязкости (кДж/м²) образцов из сплава ВТ8-1 после различных режимов ТО

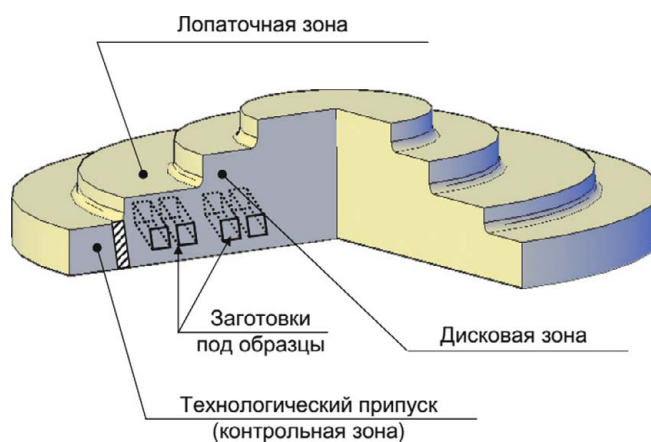
Режим ТО	KCU	KCV	KCT
Серийная ТО	350/440	275/290	150/230
Режим № 1	552	216/225	133
Режим № 2	514	294/305	176

Примечание. В числителе приведено минимальное значение, в знаменателе — среднее.

теристики при температурах 450, 500 и 550 °С растут на 10 – 17 % по сравнению с серийной ТО. Это позволяет говорить о повышении рабочей температуры сплава на 50 °С.

Характеристики ударной вязкости материала при 20 °С приведены в табл. 2.

Разрушение вырезанных заготовок (см. рис. 1) происходит поперек волокна, что соответствует минимально возможным значениям работы разрушения для исследуемого материала. Анализ характеристик ударной вязкости образцов с различным типом надреза (Шарпи — KCU, Менаже — KCV, концентратор в виде трещины усталости — KCT) показал, что наиболее высокие значения получены после ТО по режиму № 2 (рост на 18 %). Обработка по режиму № 1 по сравнению с серийной ТО повышает ударную вязкость образцов Шарпи на 20 %, однако при этом снижаются

**Рис. 1.** Схема нарезки заготовок под образцы

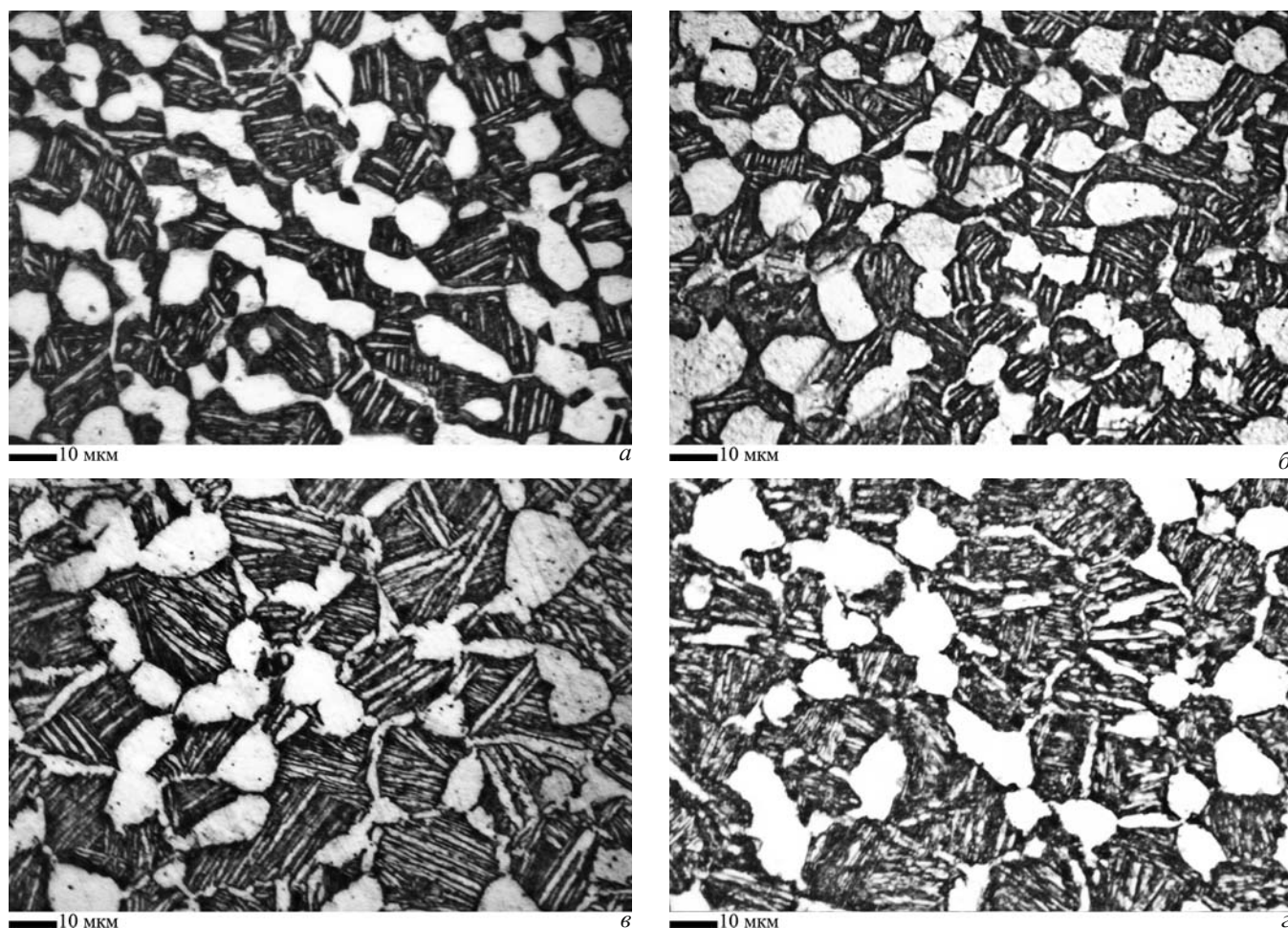


Рис. 2. Глобулярно-пластинчатая микроструктура сплава BT8-1: а) серийная ТО; б) УТО; в) режим № 2; з) режим № 1

Таблица 3. Результаты испытаний образцов на СРТУ

Диапазон изменения коэффициента ин- тенсивности напря- жений, МПа/м ^{1/2}	СРТУ, мкм/цикл			
	Серийная ТО		УТО	
	20 °С	450 °С	20 °С	450 °С
21	—	—	0,21	—
31	0,76	0,6	2,5	0,58
41	1,96	1,45	17,8	1,7

показатели с более «острым» концентратором (*KCV* и *KCT*).

Исследование образцов на скорость развития трещины усталости (СРТУ) показало, что сплав при температуре испытаний 20 °С обладает более высокой СРТУ по сравнению с серийной ТО. При повышенной температуре (450 °С) СРТУ слабо зависит от режима ТО (табл. 3).

Металлографическим анализом установлено, что сплав BT8-1 после ТО имеет двухфазное строение. Первичная α -фаза представлена в виде округлых зерен, внутри участков β -фазы наблюдается выделение вторичной пластинчатой α -фазы (рис. 2).

Фазовый состав, морфологию и характер выделения фаз определяли методами электронной микроскопии.

При серийной ТО наблюдается наибольшая из всех режимов объемная доля первичного α -зерна (35 %), структура сплава глобулярно-пластинчатая (см. рис. 2, а).

После УТО микроструктура материала представлена частицами первичной и вторичной α -фазы (образованными при серийном отжиге и не растворившимися при температуре выдержки $T_{\text{нп}} = 100$ °С) и мелкодисперсной смесью $\alpha + \beta$ (см. рис. 2, б).

Участки вторичной α -фазы, оставшейся от предыдущей обработки, представляют собой вытянутые зерна шириной 1–3 и длиной 3–10 мкм. Объемная структура сплава в основном представлена дисперсными пластинчатыми образованиями.

Структура материала после ТО по режимам № 1 и 2 имеет глобулярно-пластинчатый вид, объемная доля первичной α -фазы составляет около 23 % (см. рис. 2, в, г).

Наблюдаемые пластины превращенной (вторичной) α -фазы отличаются шириной, морфологией и внутренним строением (табл. 4). Пластины образу-

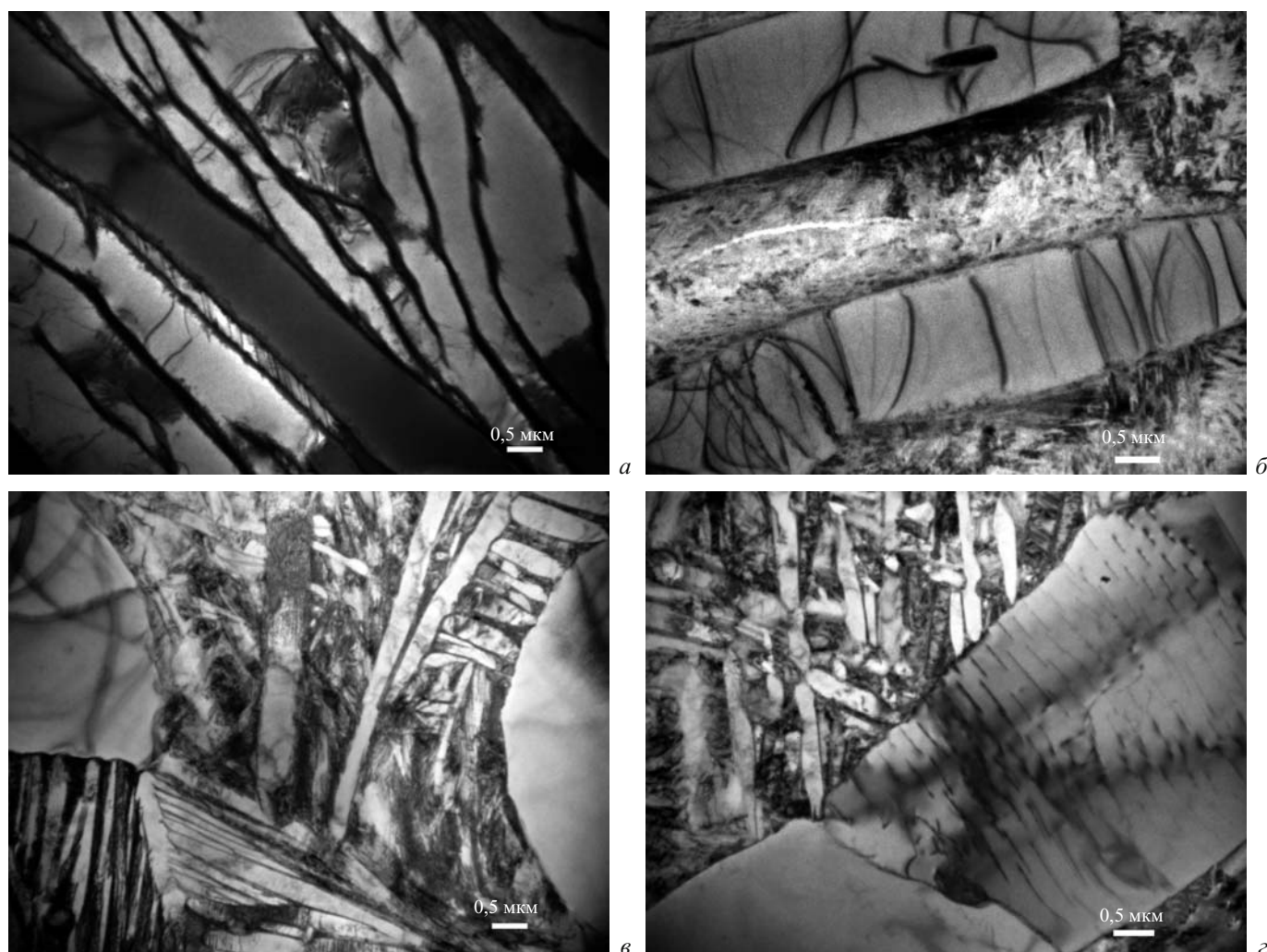


Рис. 3. Светлопольное изображение участков с пластинчатой структурой ($\alpha + \beta$): а) серийная ТО; б) УТО; в) режим № 1; г) режим № 2

ют пакеты различной ориентации, соответствующие кристаллографическим эквивалентам ориентировки α -фазы в β -матрице. Ширина α -пластин варьируется в зависимости от температуры обработки и фактической скорости охлаждения. По режимам № 1 и 2 (рис. 3) она составляет 0,05 – 0,5 мкм, а при серийном отжиге — 0,2 – 1,2 мкм (см. рис. 3, а). Последующий низкотемпературный отжиг на ширину и морфологию пластин не влияет.

Строение первичной α -фазы практически идентично для всех исследованных состояний: наблюдаются отдельные дислокации или редкие формирования регулярных скоплений в виде сеток. Как результаты релаксации внутренних термических напряжений

видны следы незначительного скольжения (см. рис. 3, г).

Структуру сплава после УТО определяют преимущественно β -превращенные зерна, имеющие неоднородное строение. Часть объема матрицы представляет собой упорядоченные α -пластины шириной 20 нм, строение другой части объема не имеет определенной морфологии, только на отдельных участках можно отметить зарождение формирующихся пластин (рис. 4).

При исследовании структуры сплава в областях между α -пластинами и на границах α -пластина — первичная α -фаза выявлены частицы силицидов. Наиболее интенсивное их выделение отмечено при серийной ТО (рис. 5). Наноразмерные выделения силици-

Таблица 4. Результаты количественного анализа α -фазы

Режим ТО	Объемная доля первичной α -фазы, %	Средний диаметр первичных α -зерен, мкм	Ширина вторичных α -пластин, нм
Серийная ТО	$35 \pm 0,5$	$9 \pm 0,4$	200 – 1200
Режим № 1	$23 \pm 0,5$	$10 \pm 0,7$	50 – 400
Режим № 2	$25 \pm 0,5$	$10 \pm 0,5$	50 – 500
УТО	$32 \pm 0,5$	$10 \pm 0,5$	—

дов наблюдаются и на границах с первичной α -фазой. В структуре сплава после ТО по режимам № 1 и УТО частиц силицидов не обнаружено.

Можно заключить, что структура сплава во всех рассмотренных случаях пластинчато-глобулярная с различной долей мартенситно-превращенного объема. Упорядоченные пакеты α -пластин ориентированы в соответствии с одним из кристаллографически эквивалентных вариантов ориентационного соотношения: $\{110\}_{\beta} \parallel \{001\}_{\alpha}$; $\langle 111 \rangle_{\beta} \parallel \langle 100 \rangle_{\alpha}$. Ширина и морфология пластин, а также соотношение первичной α -фазы и участков β -превращенного зерна с пластинчатой структурой зависят от изначального ($\alpha + \beta$)-состояния, выбранной температуры обработки на высокотемпературной ступени по отношению к температуре полиморфного превращения.

Увеличение объемной доли и дисперсности пластинчатых колоний превращенной α -фазы обеспечивает рост показателей прочности, трещиностойкости и

вязкости разрушения. Дополнительное выделение пластин α -фазы внутри β -прослоек (рис. 6) также ведет к повышению характеристик прочности.

При росте температуры на первой ступени термообработки с одновременным снижением температуры второй ступени отжига сохраняется пересыщение твердых растворов кремнием (силициды практически отсутствуют). Причиной дополнительного упрочнения может служить образование микродвойников внутри α -пластин на стадии низкотемпературного старения (отжига).

Применение УТО позволяет получить высокие прочностные характеристики за счет одновременного действия механизмов твердорастворного [8] и дисперсионного упрочнения (на границах с первичной α -фазой выделяются наноразмерные частицы силицидов). При этом требуемая пластичность достигается оптимальным соотношением β -превращенного объема и α -фазы.

Таким образом, рассмотренные режимы двухступенчатых отжигов № 1 и 2 обеспечивают повышенные характеристики прочности и трещиностойкости сплава ВТ8-1. Установлено, что в интервале исследованных температур применение двухступенчатого отжига с повышенной температурой на первой ступени и пониженной на второй (режим № 2) приводит

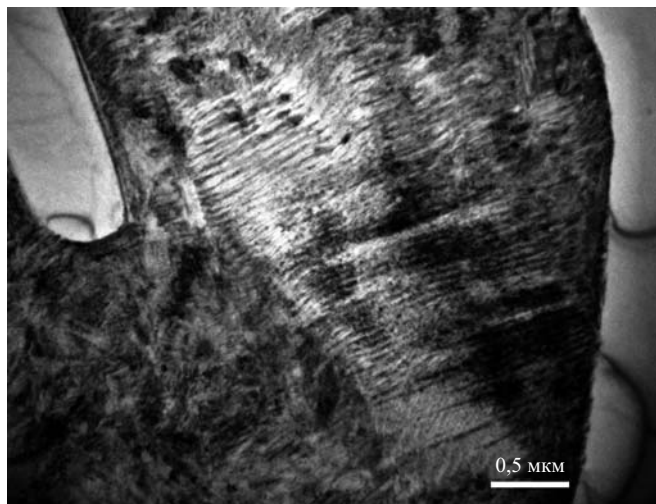


Рис. 4. Область структуры с дисперсными выделениями α -пластин после УТО

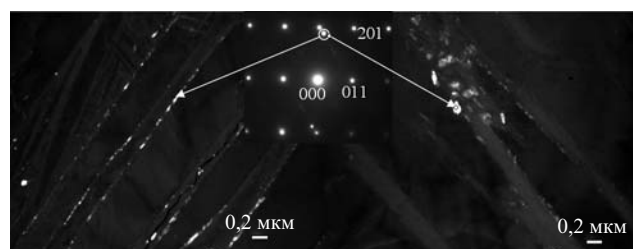


Рис. 5. Темнопольное изображение выделений силицидов в областях между α -пластинами с соответствующей дифракционной картиной (ось зоны $[12 - 2]_{\alpha}$)

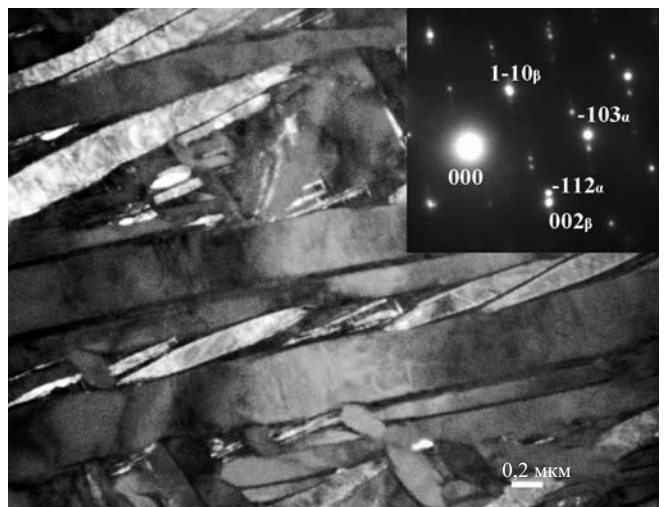


Рис. 6. Изображение участка β -превращенного зерна: а) светопольное; б) темнопольное с соответствующей дифракционной картиной (ось зоны $[110]_{\beta}$)

к росту параметров трещиностойкости на 18 % и прочностных характеристик на 10 – 15 % по сравнению с серийной ТО за счет одновременного действия механизмов твердорастворного и дисперсионного упрочнения (на границах с первичной α -фазой выделяются наноразмерные частицы силицидов). Выделение пластин α -фазы внутри β -прослоек, характерное для режима № 2, вносит дополнительный вклад в упрочнение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кашапов О. С., Новак А. В., Ночовная Н. А., Павлова Т. В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД / Труды ВИАМ. 2013. № 3.
2. Каблов Е. Н., Ломберг Б. С., Оспенникова О. Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения / Крылья Родины. 2012. № 3 – 4. С. 34 – 38.
3. 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.
4. Хорев А. И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития / Труды ВИАМ. 2013. № 2.
5. Кашапов О. С., Павлова Т. В., Ночовная Н. А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства жаропрочного титанового сплава для лопаток КВД / Авиационные материалы и технологии. 2010. № 2. С. 8 – 14.
6. Яковлев А. Л., Ночовная Н. А. Влияние термической обработки на свойства листов из высокопрочного титанового сплава ВТ23М / Авиационные материалы и технологии. 2013. № 4. С. 8 – 13.
7. Хорев А. И., Белов С. П., Глазунов С. Г. Металловедение титана и его сплавов. — М.: Металлургия. 1992. — 352 с.
8. Хорев А. И., Ночовная Н. А., Яковлев А. Л. Микролегирование редкоземельными металлами титановых сплавов / Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 206 – 212.
9. ГОСТ 1497–84 (ИСО 6892–84, СТ СЭВ 471–88). Металлы. Методы испытаний на растяжение. — М.: Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии, 2008.
10. ГОСТ 9651–84 (ИСО 783–89). Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах. — М.: Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии, 1993.
11. ГОСТ 9454–78. Металлы. Метод испытаний на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенных температурах. — М.: Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии, 2002.
12. ASTM E647-08. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates El. Database. American society for testing and materials. West Conshohocken. Vol. 03.01.2001.

REFERENCES

1. Kashapov O. S., Novak A. V., Nochovnaya N. A., Pavlova T. V. Sostoyaniye, problemy i perspektivy sozdaniya zharoprochnykh titanovykh splavov dlya detalei GTD [State, problems and prospects of development of heat-resistant titanium alloys for GTE parts] / Trudy VIAM. 2013. N 3 [in Russian].
2. Kablov E. N., Lomberg B. S., Ospennikova O. G. Sozdanie sovremennykh zharoprochnykh materialov i tekhnologii ikh proizvodstva dlya aviatsionnogo dvigatelestroeniya [The creation of a modern heat-resistant materials and manufacturing technologies for aircraft engines] / Kryl'ya Rodiny. 2012. N 3 – 4. P. 34 – 38 [in Russian].
3. Kablov E. N. Strategicheskie napravleniya razvitiya materialov i tekhnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda [Strategic directions of development of materials and their processing technologies for the period up to 2030] / Aviats. Mater. Tekhnol. 2012. N 5. P. 7 – 17 [in Russian].
4. Khorev A. I. Fundamental'nye i prikladnye raboty po konstruktivnym titanovym splavam i perspektivnye napravleniya ikh razvitiya [Fundamental and applied work on structural titanium alloys and future directions of their development] / Trudy VIAM. 2013. N 2 [in Russian].
5. Kashapov O. S., Pavlova T. V., Nochovnaya N. A. Vliyaniye rezhimov termicheskoi obrabotki na strukturu i svoystva zharoprochnogo titanovogo splava dlya lopatok KVD [Influence of thermal treatment on structure and properties of heat-resistant titanium alloy for the blade ARCS] / Aviats. Mater. Tekhnol. 2010. N 2. P. 8 – 14 [in Russian].
6. Yakovlev A. L., Nochovnaya N. A. Vliyaniye termicheskoi obrabotki na svoystva listov iz vysokoprochnogo titanovogo splava VT23M [Influence of thermal treatment on properties of sheets made of high-strength titanium alloy VT23M] / Aviats. Mater. Tekhnol. 2013. N 4. P. 8 – 13 [in Russian].
7. Khorev A. I., Belov S. P., Glazunov S. G. Metallovedeniye titana i ego splavov [Metallography of titanium and its alloys]. — Moscow: Metallurgiya, 1992. — 352 p. [in Russian].
8. Khorev A. I., Nochovnaya N. A., Yakovlev A. L. Mikrolegirovaniye redkozemel'nyimi metallami titanovykh splavov [Microalloying of titanium alloys by rare earth metals] / Aviats. Mater. Tekhnol. 2012. N 5. P. 206 – 212 [in Russian].
9. RF State Standard GOST 1497–84 (ISO 6892–84, ST SEHV 471–88). Metally. Metody ispytaniya na rastyazheniye [Test methods tensile]. — Moscow: Izd. Fed. Agent. Tekhn. Regulir. Metrol., 2008 [in Russian].
10. RF State Standard 9651–84 (ISO 783–89). Metally. Metody ispytaniya na rastyazheniye pri povyshennykh temperaturakh [Methods of tensile tests at elevated temperatures]. — Moscow: Izd. Fed. Agent. Tekhn. Regulir. Metrol., 1993 [in Russian].
11. RF State Standard 9454–78. Metally. Metod ispytaniya na udarnyi izgib pri ponizhennoi, komnatnoi i povyshennykh temperaturakh [Test method for impact strength at low, room and elevated temperatures]. — Moscow: Izd. Fed. Agent. Tekhn. Regulir. Metrol., 2002 [in Russian].
12. ASTM E647-08. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates El. Database. American society for testing and materials. West Conshohocken. Vol. 03.01.2001.