

УДК 669.295.5 : 621.785.376

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ШТАМПОВОК МОНОКОЛЕС ИЗ СПЛАВА ВТ8-1

Истракова А.Р.* , Кашапов О.С., Калашников В.С.

*Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов,
ВИАМ, ул. Радио, 17, Москва, 105005, Россия*

** e-mail: Nasty.77@list.ru*

Рассмотрены пути улучшения механических свойств и получения оптимальной структуры дисковой и лопаточной зон на штамповках блисков из сплава ВТ8-1. Приведены результаты металлографических и рентгеноструктурных исследований материала после различных режимов отжига. По результатам испытания комплекса механических свойств выбран режим термической обработки, обеспечивающий повышение прочностных, жаропрочных и усталостных характеристик материала штамповок блисков.

Ключевые слова: термическая обработка, титановые сплавы, структура, кратковременная прочность, длительная прочность, усталость.

Введение

При выборе материалов для авиационных газотурбинных двигателей наибольшее внимание уделяется максимальной рабочей температуре, плотности материала и его механическим свойствам [1]. Поэтому в компрессоре низкого давления (КНД) и на первых ступенях компрессора высокого давления (КВД) широко применяются жаропрочные титановые сплавы с рабочей температурой до 600 °С. Дополнительного снижения массы можно добиться путем замены рабочего колеса классической конструкции диска со съёмными лопатками на рабочее моноколесо типа «блиск» (рис. 1). Поскольку в детали типа «блиск» необходимо учитывать структуру и свойства лопаточной и дисковой зон, а также обеспечить максимальную усталостную

прочность, то целесообразно провести исследование по корректировке режима термической обработки [2].

Повышение прочностных характеристик легких сплавов относится к задачам, стоящим перед специалистами ФГУП «ВИАМ» в рамках стратегии развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года [3–9].

Материалы и методы исследования

В настоящее время сплав ВТ8-1 является одним из основных сплавов, рекомендуемых для изготовления дисков компрессора газотурбинных двигателей, с рабочей температурой до 450 °С. Жаропрочный титановый сплав ВТ8-1 представляет собой модификацию сплава ВТ8 [10, 11], разработанного

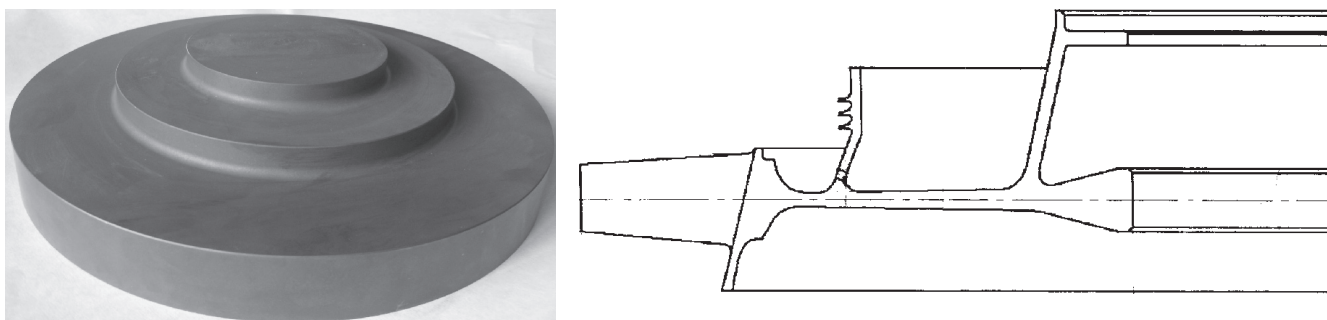


Рис. 1. Штамповка (слева) и эскиз (справа) рабочего колеса типа «блиск» из сплава ВТ8-1

в 60-е годы, долегированного нейтральными упрочнителями — оловом и цирконием.

В ходе проведения исследовательской работы были опробованы различные режимы отжига с повышением температуры нагрева на первой ступени отжига с ($T_{пп}-30$ °С) до ($T_{пп}-20$ °С) и снижением температуры нагрева на второй ступени отжига с 590 до 550 °С. Время выдержки во всех случаях оставалось неизменным. Были исследованы структура и фазовый состав материала штамповки блиска после различных режимов отжига методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализами; определены основные механические свойства для дисков и лопаток [12–14].

Результаты и обсуждение

При изучении микроструктуры на оптическом микроскопе образцов из штамповки блиска было выявлено уменьшение количества первичной α -фазы при повышении температуры первой ступени отжига. Снижение температуры второй ступени отжига с 590 до 550 °С заметного изменения структуры не выявило. На рис. 2 приведена мик-

роструктура образцов — глобулярно-пластинчатая, представленная смесью α - и β -фаз, соответствующая второму типу 9-типной шкалы микроструктур для ($\alpha + \beta$)-сплавов для штамповок и поковок.

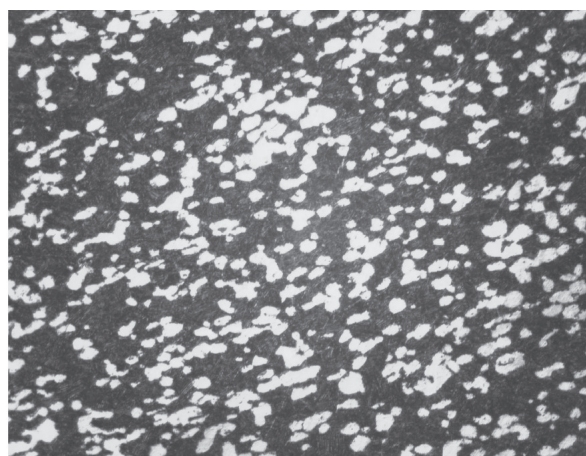
С помощью растровой электронной микроскопии были получены изображения при увеличении от 1000 до 12000 в режимах «SEI» и «BES». Режим «BES» формируется за счет различия химического состава фаз; α -фаза представлена светлым цветом, в отличие от режима «SEI». Микроструктура всех образцов глобулярно-пластинчатая.

Исходная микроструктура после деформации в ($\alpha + \beta$)-области приведена на рис. 3. В структуре послековки присутствуют остаточные напряжения, структура частично рекристаллизованная, имеются участки с метастабильной β -фазой. Объемная доля первичной α -фазы составляет 35 %.

В микроструктуре отожженного по серийному режиму образца (рис. 4) объемная доля первичной α -фазы составляет 50 %. Пластинки вторичной α -фазы сгруппированы в колонии, толщина пластинок около 0,5–2,0 мкм. На отдельных участках наблюдаются пластины толщиной менее 0,5 мкм.



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура образцов из штамповки после отжига при увеличении $\times 450$: а —серийный режим; б — скорректированные режимы

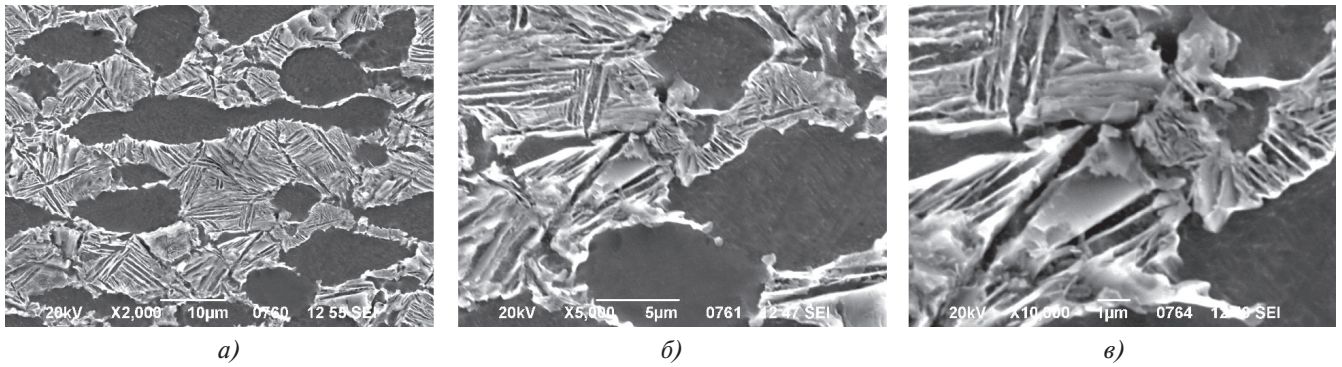


Рис. 3. Микроструктура сплава VT8-1 в состоянии после деформации при разных увеличениях: а — ×2000; б — ×5000; в — ×10000

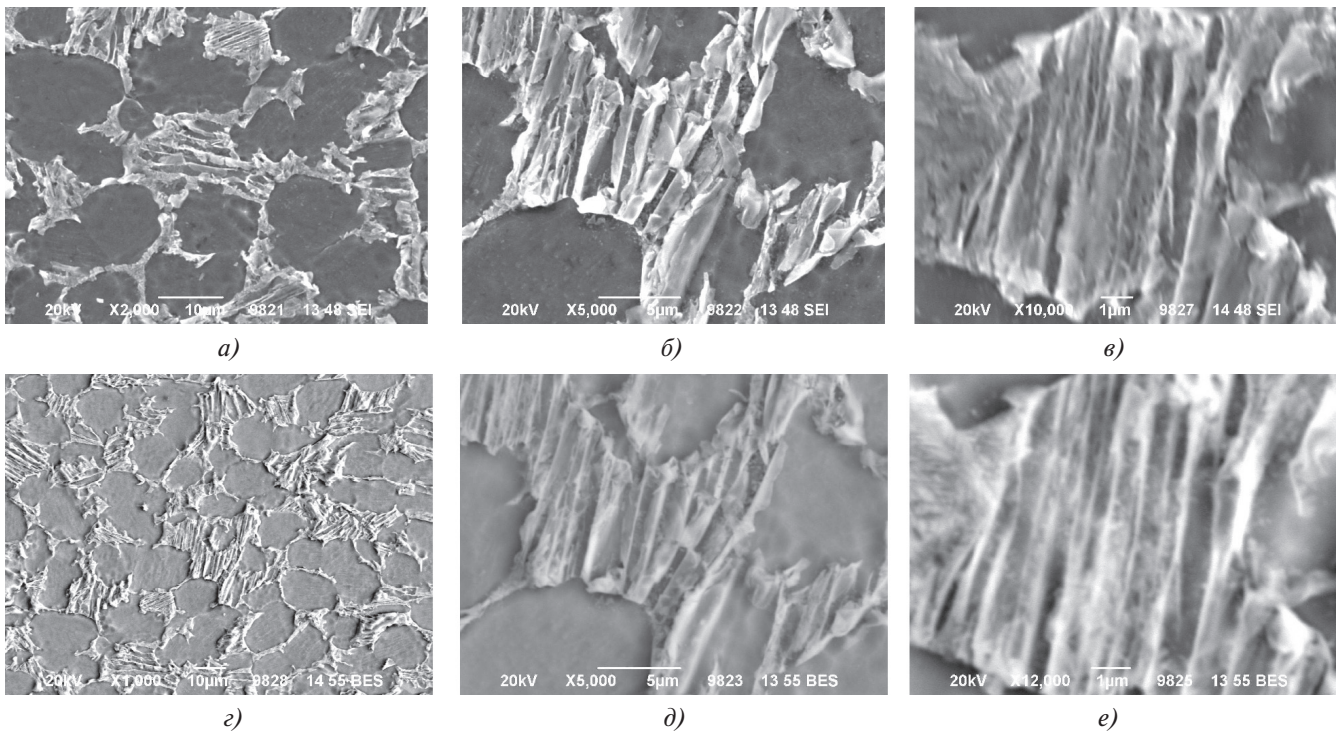


Рис. 4. Микроструктура отожженного по серийному режиму образца при разных режимах съемки и при разных увеличениях: а — ×2000; б — ×5000; в — ×10000; г — ×1000; д — ×5000; е — ×12000

Объемная доля первичной α -фазы в микроструктуре образца, отожженного по режиму ((Тпп-20 °С), воздух + 550 °С, воздух), составляет 20 %. Пластинки вторичной α -фазы в основном сгруп-

пированы в колонии, толщина пластин около 0,2 мкм (рис. 5). По границам условного β -зерна наблюдается оторочка α -фазы толщиной 0,2—0,5 мкм. При повышении температуры первой сту-

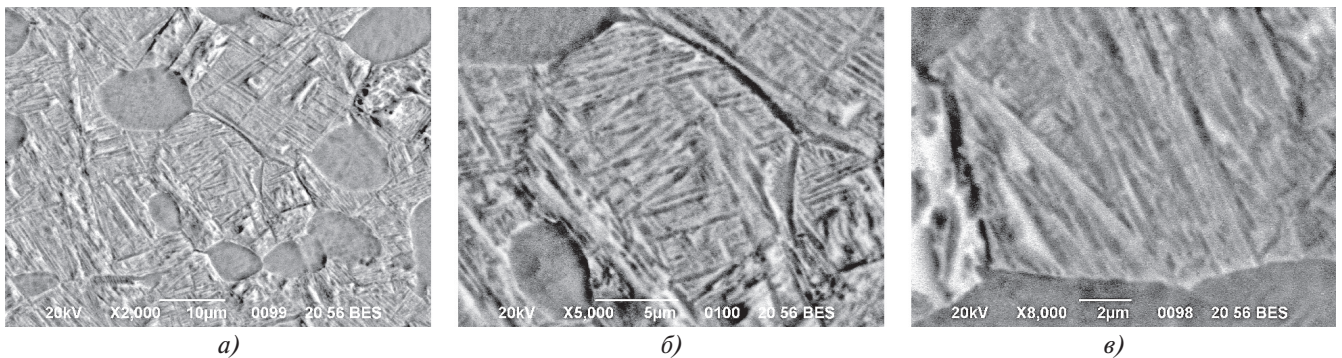


Рис. 5. Микроструктура отожженного образца (Тпп-20 °С, в-х + 550 °С, в-х) при разных увеличениях: а — ×2000; б — ×5000; в — ×8000

пени отжига увеличивается размер условного β -зерна. Если в случае серийного отжига он сопоставим с размерами первичной α -фазы, то после обработки по экспериментальным режимам — больше.

С помощью рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) было проведено исследование образцов из штамповки диска сплава ВТ8-1 после различных режимов отжига: серийный отжиг и два экспериментальных режима (табл. 1). Было установлено, что повышение температуры нагрева на первой ступени отжига приводит к снижению количества стабильной β -фазы. При снижении температуры нагрева на второй ступени отжига содержание β -фазы уменьшается.

Таблица 1

Фазовый состав сплава ВТ8-1 после отжига

Состояние		Ориентировочное количество фаз, %		
		α	$\alpha''(\alpha')$	β
1	Серийный режим Тпп-30 °С, в-х + 590 °С, в-х	91	—	9
2	Тпп-20 °С, в-х + 550 °С, в-х	96	—	4
3	Тпп-20 °С, в-х + 590 °С, в-х	94	—	6

Методом микрорентгеноспектрального анализа был определен локальный химический состав образцов из сплава ВТ8-1 после различных режимов отжига (табл. 2). Локальность анализа составляет 1 мкм³. Изображение представлено в режиме СОМРО, чем светлее выглядит участок, тем выше средний атомный номер исследуемой области (фазы) (рис. 6).

Значительных расхождений в химическом составе первичной (глобулярной) α -фазы после раз-

личных режимов отжига не выявлено. Элементы — олово и цирконий, а также кремний — распределены в твердых растворах основных фаз достаточно равномерно. С повышением температуры первой ступени отжига и снижением температуры второй ступени отжига изменяется химический состав вторичной α - и β -фаз. Образовавшаяся оторочка из α -фазы по границам условного β -зерна по степени легирования алюминием занимает промежуточное положение между первичной и вторичной α -фазой.

Выявленные различия в количестве β -фазы (табл. 1) и в химическом составе α_{II} - и β -фаз свидетельствуют о необходимости дальнейшего более детального изучения с применением приборов, обладающих большей локальностью измерения.

Для изучения состояния межфазных границ в образцах из сплава ВТ8-1 после различных режимов отжига был использован метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для выявления структуры использовались дифракционные методы получения изображений в режиме темного и светлого поля. Определение кристаллографической ориентации участков структуры проводилось при совместном анализе микроизображений и дифракционных картин.

Повышение температуры первой ступени отжига с (Тпп-30) до (Тпп-20) °С уменьшает ширину α -пластин (α_{II} -фазы) с 0,5—1,5 мкм до 0,25—0,5 мкм. После отжига по серийному режиму на темнопольном изображении по границам первичной α -фазы в рефлексе силицида заметны выделения частиц (рис. 7,а). При отжиге по режиму ((Тпп-20 °С), в-х + 590 °С, в-х) на темнопольном изображении участка границы α - и β -превращенного объема видны дисперсные выделения силици-

Таблица 2

Локальный химический состав образцов после различных режимов отжига

Состояние	Место анализа	Содержание элементов, вес %					
		Al	Si	Ti	Zr	Mo	Sn
Серийный режим Тпп-30 °С, в-х + 590 °С, в-х (рис. 6,а, в)	α_1 -фаза	7,3	0,2	89,4	1,3	0,5	1,3
	($\alpha_{II} + \beta$)	5,2	0,3	85,1	1,8	6,0	1,5
	Межфазная граница	4,2	0,2	81,9	1,8	10,2	1,5
Двойной отжиг Тпп-20 °С, в-х + 550 °С, в-х (рис. 6,б, г)	α_1 -фаза	7,3	0,2	89,2	1,5	0,6	1,2
	($\alpha_{II} + \beta$)	5,8	0,3	86,3	1,7	4,4	1,3
	α -оторочка по границе β -зерна	6,1	0,3	87,5	1,0	3,9	1,2

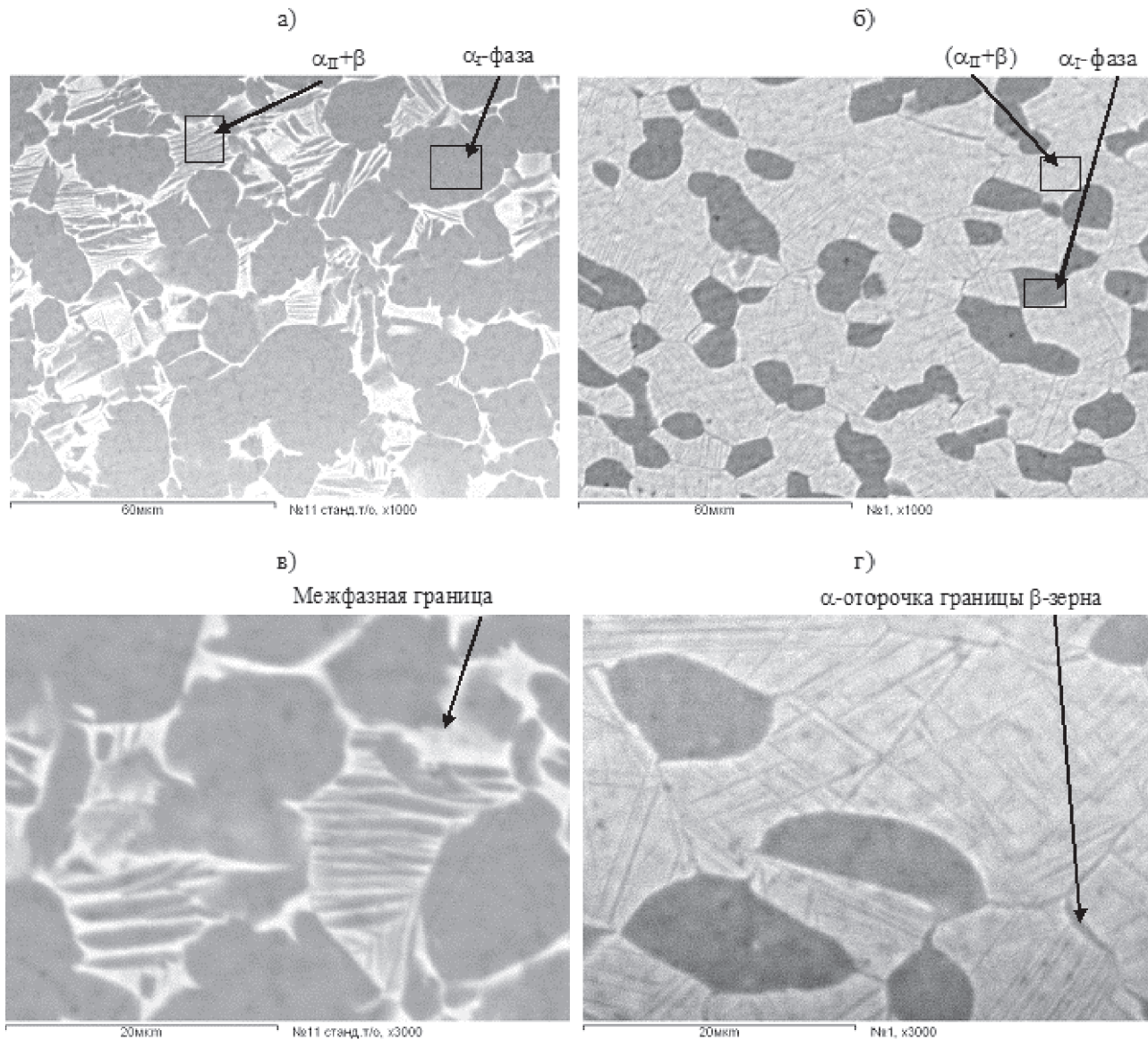


Рис. 6. Микроструктура образцов после различных режимов отжига при увеличениях $\times 1000$ и $\times 3000$

дов (рис. 7, в). При отжиге ($T_{\text{пп}} - 20^\circ\text{C}$), в-х + 550°C , в-х) методом ПЭМ в светлопольном изображении структуры по границам α -фаз частиц силицидов не выявлено (рис. 7, б).

После подробного изучения структуры образцов штамповки блиска в зависимости от режимов отжига было проведено исследование механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ , ψ , KCU, KCV, KCT). Средние значения результатов испытаний образцов при комнатной и повышенных температурах приведены в табл. 3 и 4, на основании которых построены диаграммы (рис. 8 и 9). Все полученные данные испытаний штамповок из сплава ВТ8-1 по уровню механических свойств соответствуют требованиям ОСТ1 90197.

Анализ результатов испытаний показал, что наибольшей прочностью при температурах 20 и

450°C обладают образцы после экспериментальных режимов термической обработки. При повышении температуры испытания до 500°C наибольшие значения прочности получены на материале, отожженном по экспериментальному режиму со второй ступенью отжига 590°C . Прочностные характеристики материала, отожженного по серийной термообработке, имеют наименьшие значения.

Сравнивая значения ударной вязкости образцов с острым концентратором напряжений (KCV, KCT), можно сделать вывод о зависимости этих характеристик от второй ступени отжига: с повышением температуры второй ступени отжига чувствительность образцов к концентраторам напряжений становится выше, т. е. для разрушения образца необходимо приложить меньшее усилие. Для образцов с U-образным концентратором напряжений зависимость от второй ступени отжига обратная.

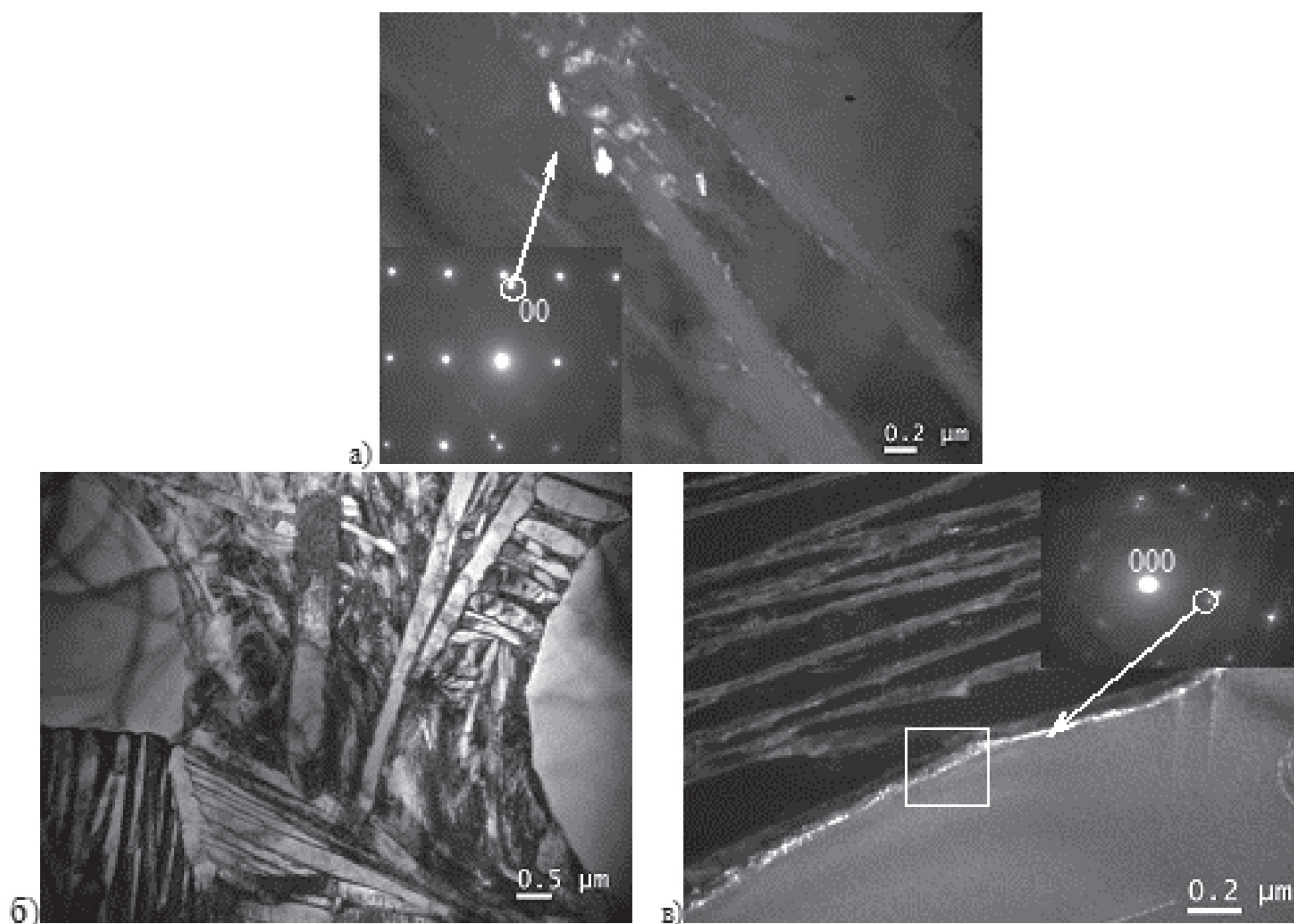


Рис. 7. Изображение глобулярно-пластинчатой микроструктуры после отжига: а — серийный режим; б — (Тпп-20 °С), в-х + 550 °С, в-х; в — (Тпп-20 °С), в-х + 590 °С, в-х

Таблица 3

Механические свойства при 20 °С после различных режимов отжига

Режим термической обработки		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	КCV, кДж/м ²	КСТ, кДж/м ²
1	Серийный режим	950	1005	17,0	38,0	462	293	—
2	(Тпп-20) °С, воздух, +550 °С, воздух	995	1125	15,0	39,5	514	305	177
3	(Тпп-20) °С, воздух, +590 °С, воздух	990	1095	14,0	37,5	546	224	130

Таблица 4

Механические свойства при повышенных температурах после отжига

Режим термической обработки		T	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1	Серийный режим	450	585	740	17,8	45,3
		500	570	720	17,5	44,0
2	(Тпп-20) °С, воздух, +550 °С, воздух	450	680	850	16,7	62,0
		500	630	790	18,2	64,5
3	(Тпп-20) °С, воздух, +590 °С, воздух	450	675	845	17,5	61,5
		500	630	805	18,0	64,0

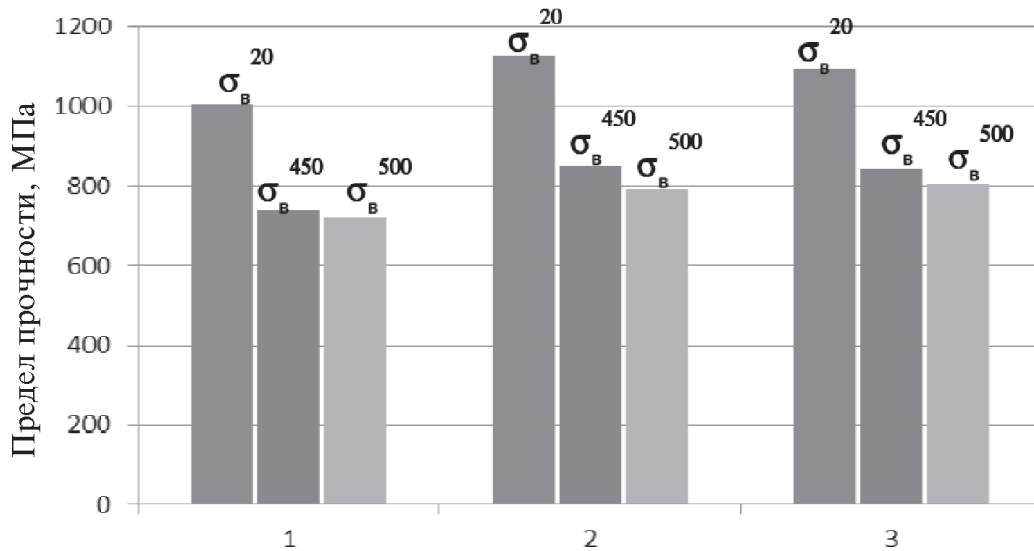


Рис. 8. Предел прочности при температурах после различных режимов отжига

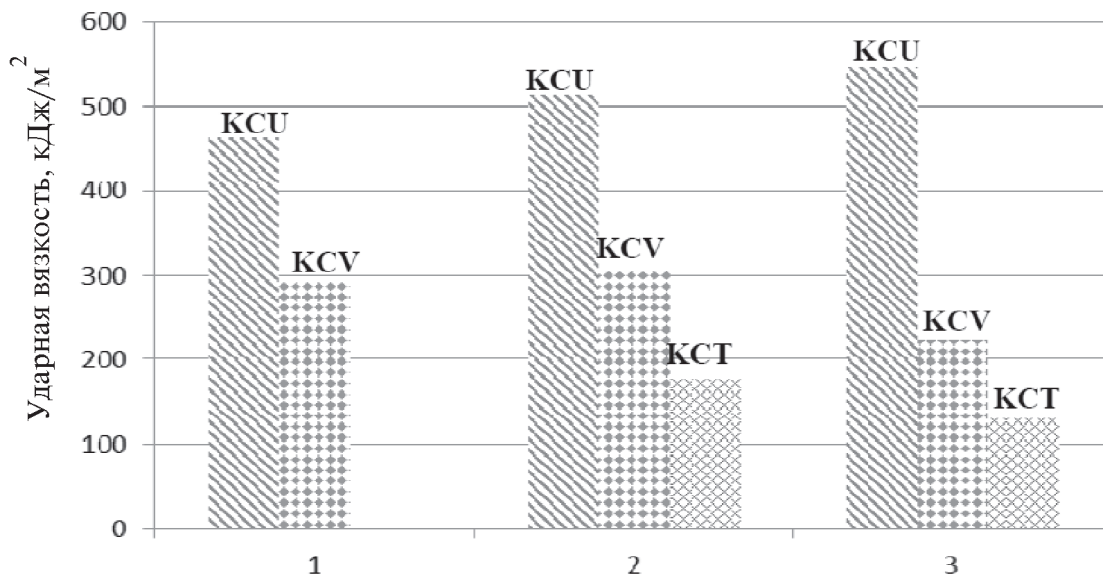


Рис. 9. Ударная вязкость образцов с разными концентраторами напряжений после различных режимов отжига

Рассмотрим более подробно двойной отжиг с температурой второй ступени 550 °С и сравним результаты испытаний на длительную прочность со стандартным режимом отжига (табл. 5).

После серийной термообработки предел прочности при температуре 450 °С за 100 часов равен 765 МПа, а при 500 °С за 100 часов равен 588 МПа. После испытаний образцов, термообработанных по экспериментальному режиму, были получены следующие значения: $\sigma_{100}^{450} = 785$ МПа, $\sigma_{100}^{500} = 665$ МПа. Долговечность образцов, отожженных по экспериментальному режиму ((Тпп-20 °С), в-х, + 550 °С, в-х), в несколько раз выше, чем у образцов после серийной термообработки.

Усталостные характеристики относятся к важнейшим характеристикам работоспособности мате-

Таблица 5

Длительная прочность сплава ВТ8-1 при 450 и 500 °С после отжига

Режим термической обработки		T, °C	σ, МПа	τ _p , ч
1	Серийный режим: (Тпп-30) °С, в-х, +590 °С, в-х	450	765	116
			765	132
			775	58
		500	588	140
			588	129
			675	13
2	(Тпп-20) °С, в-х, +550 °С, в-х	450	785	200
			785	830
			815	49
		500	560	509
			635	209
			665	157

риала. Малоцикловая усталость дает представление о том, какие циклические напряжения материал способен выдерживать на базе $N = 10^4$ циклов, а основываясь на значениях многоцикловой усталости, можно судить, как долго материал способен выдерживать циклические напряжения при базах более $2 \cdot 10^6$ циклов (табл. 6). Эту характеристику еще называют пределом выносливости. Условия испытания образцов на усталость следующие: температура испытания 20°C , коэффициент асимметрии цикла нагружения $R_\sigma = -1$, для малоцикловой усталости частота $f = 1$ Гц с базой $N = 10^4$ циклов, а для многоцикловой усталости $f = 50$ Гц с базой $N = 2 \cdot 10^7$ циклов.

500°C на 75 МПа; малоцикловой усталости при 20°C на 20 МПа, многоцикловой усталости при 20°C на 30 МПа. При этом благодаря изменениям структуры и фазового состава (увеличение объемной доли вторичной α -фазы и рост β -зерна, а также отсутствие силицидов на межфазных границах) снижается чувствительность к концентраторам напряжения при испытаниях на ударную вязкость (КСУ, КСВ, КСТ).

Библиографический список

1. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности

Таблица 6

Испытания на усталостную прочность образцов после отжига при 20°C

Режим ТО		Малоцикловая усталость $\sigma_{0,1}$, МПа	Число циклов	Предел выносливости σ_{-1} , МПа	Число циклов
1	Серийный режим	930	10^4	450	$2 \cdot 10^7$
2	(Тпп-20) $^\circ\text{C}$, в-х, + 550 $^\circ\text{C}$, в-х	950	10^4	480	$2 \cdot 10^7$

Применение экспериментального режима отжига вместо серийного обеспечивает повышение усталостной прочности при испытаниях как на малоцикловую, так и на многоцикловую усталость.

Выводы

По результатам проделанной работы по исследованию влияния режимов термической обработки на структуру и свойства штамповки блиска были получены следующие данные. В структуре материала после отжига по скорректированному режиму (режим 2) заметно снижение объемной доли первичной α -фазы до 20% и уменьшение толщины пластинок вторичной α -фазы при одновременном увеличении протяженности межфазных границ. По границам условного β -зерна появляется оторочка α -фазы. Такие изменения структуры приводят к повышению прочностных характеристик, что подтверждается полученными результатами испытаний. Снижение температуры второй ступени отжига обеспечивает наибольшую концентрацию кремния и других элементов в основных твердых растворах.

За счет увеличения эффективности твердорастворного и дисперсионного упрочнения обеспечивается повышение: прочности на 120 МПа при комнатной температуре и 70 – 110 МПа при повышенных температурах; длительной прочности при

авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 440-447.

2. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. Металловедение титана и его сплавов. — М.: Металлургия, 1992. — 352 с.
3. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ», 2013, №3: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20 (дата публикации 03.2013).
4. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ», 2013, №2: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=12 (дата публикации 02.2013).
5. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7-17.
6. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» — инновационные решения формирования шестого технологического уклада // Авиационные материалы и технологии. 2013. №S1. С. 3-9.
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы — материалы современных и будущих высоких технологий // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ», 2013, №2: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=9 (дата публикации 02.2013).

8. *Моисеев В.Н.* Высокопрочные титановые сплавы для авиакосмической техники // Юбилейный научно-технический сборник. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2002. М., 2002. С. 115-121.
9. *Каблов Е.Н.* Шестой технологический уклад // Наука и жизнь. 2010. № 4. С. 2-7.
10. *Глазунов С.Г., Солонина О.П.* Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 448 с.
11. *Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А.* Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №5. С. 8-14.
12. *Проходцева Л.В., Ерасов В.С., Лаврова О.Ю., Лавров А.В.* Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1 // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 54-58.
13. *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.
14. *Золоторевский В.С.* Механические свойства металлов: Учебник. 2-е изд. — М.: Металлургия, 1983. — 352 с.

STUDY OF HEAT-TREATMENT REGIMES INFLUENCE ON STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF DISC FORGINGS FOR “BLISK” MADE OF ALLOY VT8-1

Istrakova A.R.* , Kashapov O.S., Kalashnikov V.S.

*All-Russian scientific research institute of aviation materials,
17, Radio str., Moscow, 105005, Russia
* e-mail: Nasty.77@list.ru*

Abstract

The main purpose of the materials research in the aerospace industry is to improve the structure reliability while reducing the weight. Heat-resistance titanium alloys with a density of about 4,5 g/cm³ can facilitate engine weight, but titanium and its alloys have polymorphism, which limits the application temperature of the alloys in 0.6 times then polymorphous transformation temperature. A heat resistant titanium alloys can continuously operate at temperature of 500—550 °C, depending on the chemical composition of the alloy, the process conditions of heat and deformation processing. Discs and the compressor blades made of titanium alloys where used in aircraft gas turbine engines. Further reduce of weight of the engine can be achieved by replacing the classical design of the compressor stage with removable blades by blisks.

This article examines the impact of different modes of annealing on structure, phase composition and mechanical properties of the samples of punching blisks. Raising the temperature in the first heating stage at ten degrees Celsius and lowering the heating temperature in the second step of annealing from 590 to 550 °C reduces the volume fraction of primary α -phase and 50% in batch annealing to 20—25% reduction in the thickness of the secondary plates α -phase and increase the length of the interphase boundaries. Using transmission electron microscopy it was found that when adjusted mode

annealing at interphase boundaries silicide particles are not detected. By increasing the efficiency of solid-solution and precipitation hardening is provided by increasing: the strength of 120 MPa at room temperature and 70—110 MPa at elevated; rupture strength at 500 °C at 75 MPa; low cycle fatigue at 20 °C for 20 MPa high cycle fatigue at 20 °C at 30 MPa. At the same time, due to changes in the structure and phase composition, sensitivity to stress concentrators during the impact test is reduced.

Keywords: heat treatment, titanium alloys, structure, high-temperature strength, creep rupture strength, fatigue.

References

1. Erasov V.S., Yakovlev N.O., Nuzhnyi G.A. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. S, pp. 440-447.
2. Khorev A.I., Belov S.P., Glazunov S.G. *Metallovedenie titana i ego spлавov* (Physical metallurgy of titanium and its alloys), Moscow, Metallurgiya, 1992, 352 p.
3. Kashapov O.S., Novak A.V., Nochovnaya N.A., Pavlova T.V. *Elektronnyi nauchnyi zhurnal “Trudy VIAM”*, 2013, no.3, available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20 (accessed 03.2013).
4. Khorev A.I. *Elektronnyi nauchnyi zhurnal “Trudy VIAM”*, 2013, no.2, available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=12 (accessed 02.2013).

5. Kablov E.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. S, pp. 7-17.
6. Kablov E.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2013, no. S1, pp. 3-9.
7. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. *Elektronnyi nauchnyi zhurnal "Trudy VIAM"*, 2013, no.2, available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=9 (accessed 02.2013).
8. Moiseev V.N. *Izbrannye trudy "VIAM" 1932-2002*, Moscow, 2002, pp. 115-121.
9. Kablov E.N. *Nauka i zhizn'*, 2010, no. 4, pp. 2-7.
10. Glazunov S.G., Solonina O.P. *Zharoprochnye titanovye splavy* (Heat-resistant titanium alloys), Moscow, Metallurgiya, 1976, 448 p.
11. Pavlova T.V., Kashapov O.S., Nochovnaya N.A. *Vse materialy. Entsiklopedicheskii spravochnik*, 2012, no.5, pp. 8-14.
12. Prokhodtseva L.V., Erasov V.S., Lavrova O.Yu., Lavrov A.V. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no.2, pp. 54-58.
13. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Nochovnaya N.A. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2010, no.2, pp. 8-14.
14. Zolotarevskii V.S. *Mekhanicheskie svoistva metallov* (Mechanical properties of metals), Moscow, Metallurgiya, 1983, 352 p.