
Научная статья

УДК 669.295.5:621.785.376

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-39-57

ПОКОВКИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT41 ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОРПУСОВ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Т.В. Павлова¹, О.С. Кашапов¹, В.С. Калашников¹, А.Р. Кондратьева¹

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

Аннотация. Представлены результаты работ НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ по освоению производства поковок на металлургическом предприятии для изготовления корпусных деталей из жаропрочного титанового псевдо- α -сплава VT41. Обоснованы направления корректировки состава сплава, а также перспективы более широкого применения сплава при изготовлении сварных корпусных узлов. Приведен зарубежный опыт изготовления деформируемых полуфабрикатов из сплава-аналога Ti-834 (IMI 834). Рассмотрены особенности формирования микроструктуры и ее составляющих в различных условиях термической обработки.

Ключевые слова: жаропрочные титановые сплавы, горячая деформация, структура, механические свойства, поковки, материал сварного шва

Для цитирования: Павлова Т.В., Кашапов О.С., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Поковки из жаропрочного титанового сплава VT41 для изготовления корпусов изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-39-57.

Scientific article

INDUSTRIAL DEVELOPMENT OF MANUFACTURING LARGE-SIZE FORGINGS FROM HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOY VT41 FOR WELDED ASSEMBLIES OF AIRCRAFT PRODUCTS

T.V. Pavlova¹, O.S. Kashapov¹, V.S. Kalashnikov¹, A.R. Kondrat'eva¹

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 results of the work of the NRC «Kurchatov institute» – VIAM for the development of production of semi-finished products from heat-resistant titanium pseudo- α -alloy VT41. The directions of adjustment of the alloy composition, and the prospects of wider application of alloy in the manufacture of welded components of gas turbine engines are presented. Foreign experience of manufacturing of deformable semi-finished products from the analog alloy Ti-834 (IMI 834) is given. The peculiarities of microstructure and its components formed at various conditions of heat treatment are considered.

Keywords: heat-resistance titanium alloys, hot die forging, structure, mechanical properties, forgings, welded material

For citation: Pavlova T.V., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S., Kondrat'eva A.R. Industrial development of manufacturing large-size forgings from heat-resistant titanium alloy VT41 for welded assemblies of aircraft products. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-39-57.

Введение

Для многих государств, имеющих авиационную промышленность, основным направлением развития передовой гражданской и военной авиации является разработка новых материалов для современных изделий авиационной техники [1–5]. В статье [6], опубликованной в 2016 г., рассматривались вопросы освоения промышленной технологии изготовления деформируемых полуфабрикатов из титанового сплава ВТ41 в условиях ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» совместно со специалистами НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. За последнее время достигнуты значительные успехи в этом направлении: приобретен большой опыт по изготовлению прутков и листов различных типоразмеров, освоено изготовление крупногабаритных поковок из сплава ВТ41 с регламентированной мелкозернистой структурой. Отметим, что задача по изготовлению крупногабаритных поковок дисков и рабочих колес (моноколес) компрессора особенно актуальна для модификаций газотурбинных двигателей (ГТД) четвертого поколения и новых двигателей, относящихся к пятому поколению. Так, по оценке немецких специалистов, использование моноколес осевого компрессора позволяет снизить массу ступени не менее чем на 5 % [7].

Переход от классической конструкции ступеней осевого компрессора с разъемным креплением лопаток с диском к моноколесу привел к резкому увеличению массы и сечения поковок (штамповок). Например, в ГТД четвертого поколения, где использовались диски компрессора высокого давления из титанового сплава ВТ18У, масса наиболее крупной штамповки диска не превышала 50 кг. Для нового ГТД пятого поколения аналогичного назначения потребовались заготовки для изготовления осевого моноколеса компрессора массой до 220 кг. К 2017 г. были определены основные параметры технологического процесса и технологические приемы, позволяющие серийно получать крупногабаритные поковки из сплава ВТ41 с регламентированной мелкозернистой структурой [5].

В результате совместной работы ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» и НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ были выявлены следующие особенности технологии:

– необходимо изготовление ковального биллета $\varnothing 280$ мм с регламентированной структурой из слитков тройного вакуумно-дугового переплава диаметром 740–810 мм с применением специальной оснастки [6];

– применена многопереходная осадка мерной заготовки при температурах двухфазной области с соотношением высоты к диаметру более 2,5 с применением конусных бойков;

– применено охлаждение под вентилятором после высокотемпературной ступени отжига [8].

В настоящее время для удовлетворения потребностей промышленности возникла необходимость изготовления поковок из сплава ВТ41 большей массы и сечения, а также увеличения характеристик пластичности материала для повышения его технологичности на сварочно-сборочных операциях. Для успешного решения указанной задачи предложен скорректированный состав сплава и проведена оценка его технологичности и механических свойств в сравнении с зарубежным сплавом-аналогом Ti-834 (IMI 834) на основе опыта изготовления из него деформируемых полуфабрикатов [9–11].

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

Материалы и методы

Несмотря на то что сплав ВТ41 относится к малолегированным псевдо- α -титановым сплавам и содержит ~3 % (по массе) стабильной β -фазы, в его составе

содержится четыре элемента, стабилизирующих β -фазу: Mo, Nb, W, Fe (кремнием можно пренебречь из-за крайне низкой его растворимости в твердых растворах при комнатной температуре) [12]. По сравнению со сплавами-аналогами (IMI 829, Ti-834, Ti-1100, BT18Y) уровень легирования этими элементами у сплава BT41 выше более чем в 2 раза (рис. 1).

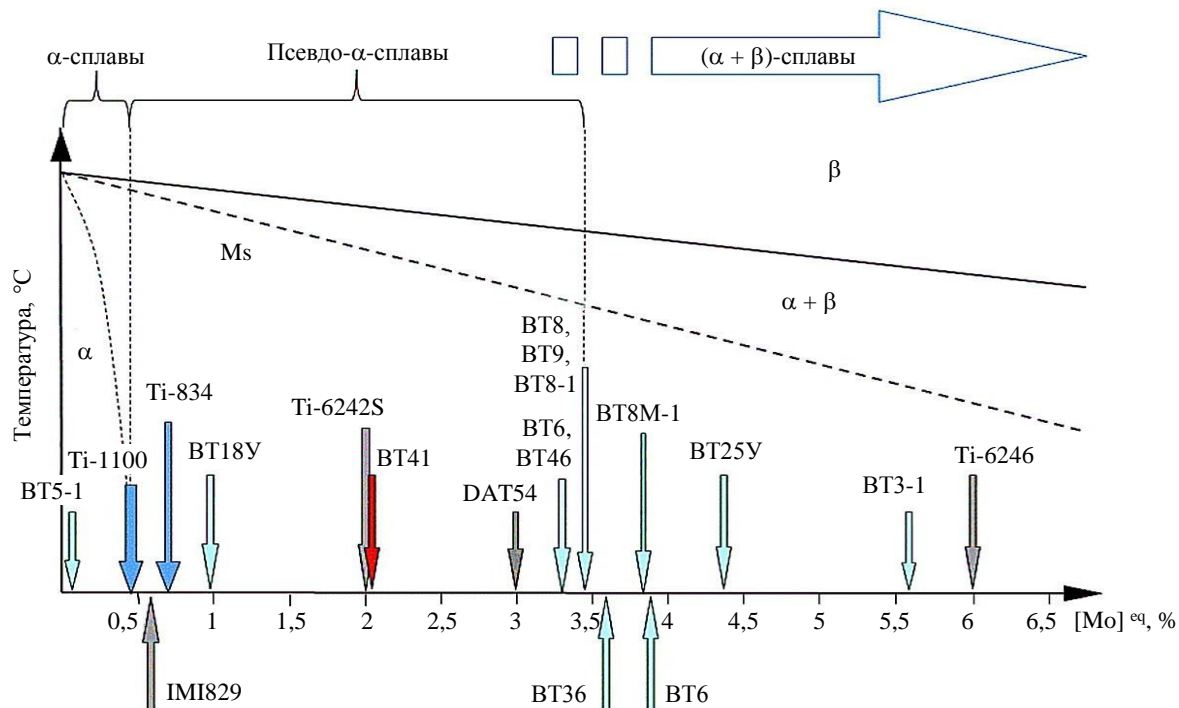


Рис. 1. Уровень легирования титановых сплавов, выраженный в структурном эквиваленте по содержанию молибдена

Это накладывает определенные ограничения на содержание других основных легирующих элементов (в первую очередь алюминия), так как введение легирующих элементов осуществляется с помощью тройных или двойных лигатур, содержащих значительное количество алюминия. Кроме того, при подготовке шихты для введения вольфрама применяется четверная лигатура Mo–W–Ti–Al, с соотношением содержания молибдена к вольфраму $\sim 2,5$. Поэтому существенно варьировать содержание алюминия и перечисленных ранее элементов, стабилизирующих β -фазу, при строгом ограничении уровня легирования по алюминиевому и молибденовому структурным эквивалентам не представляется возможным [13].

Уровень легирования α -фазы в псевдо- α -сплавах определяет физико-механические и технологические свойства сплава, что показано на рис. 2 в виде зависимости температурного интервала горячей деформации при температурах двухфазной области от уровня легирования α -фазы, выраженного в эквиваленте по алюминию [Al]^{эқ}.

Зависимость интервала температур (ΔT) интенсивной деформации в двухфазной области от содержания алюминия – эмпирическая величина, косвенно учитывающая такие факторы, как температура полного полиморфного превращения ($T_{п.п}$) и количество β -фазы при температурах деформации, а значит, и уровень легирования сплава элементами, стабилизирующими β -фазу.

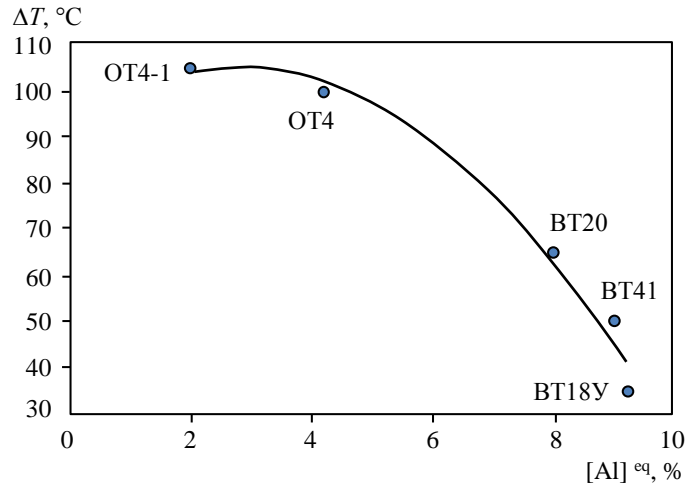


Рис. 2. Температурный интервал интенсивной горячей деформации сплавов в зависимости от уровня легирования α-твердого раствора

Для определения конкретных критериев корректировки химического состава сплава BT41 следует учитывать имеющийся опыт изготовления крупногабаритных поковок, предназначенных для сборки методом сварки плавлением узлов ротора компрессора. На рис. 3 приведены пределы легирования, выраженные в структурном эквиваленте по содержанию алюминия $[Al]^{экв}$: по паспорту ФГУП «ВИАМ» на сплав, по действующим техническим условиям (ТУ), а также фактический уровень по результатам контроля 16 опытно-промышленных плавков.

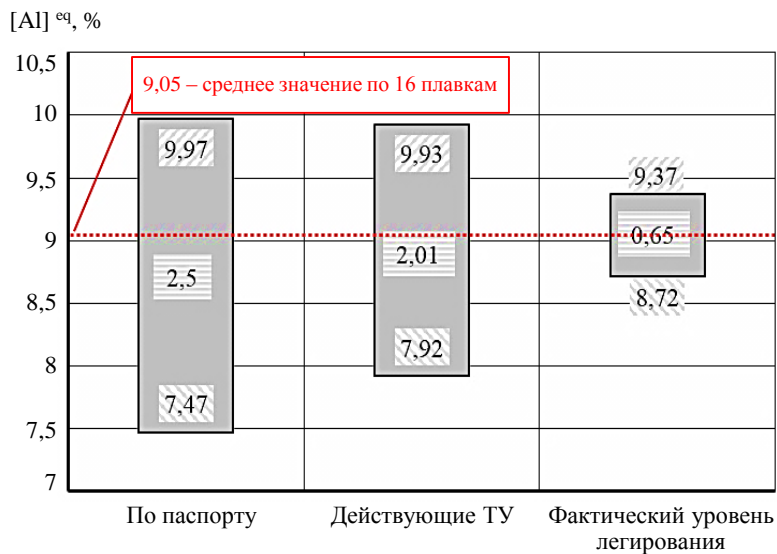


Рис. 3. Пределы легирования сплава BT41, выраженные в структурном эквиваленте по содержанию алюминия

С одной стороны, показатель $[Al]^{экв}$ дает количественное представление о степени легирования α-твердого раствора, а с другой – о степени его возможного дисперсионного упрочнения интерметаллидными фазами Ti_3Al при старении (низкотемпературном отжиге), которое начинает заметно проявляться при $[Al]^{экв} > 8\%$ [14, 15]. Однако для зарубежного сплава Ti-834 (IMI 834) данный показатель является браковочным признаком – в технической документации в части контроля

химического состава указано, что величина $[Al]^{eq}$ не должна превышать 9 % [16], что необходимо для обеспечения удовлетворительных показателей пластичности материала. Сплав Ti-834 после деформации в двухфазной области проходит термическую обработку, состоящую из закалки в масле с температуры верхней части двухфазной области (~ 1015 °С – ниже $T_{п.п}$ на 30 °С) и старения при температуре 700 °С, т. е. в области интенсивных диффузионных процессов и выделения фазы Ti_3Al [17–19] (первоначально старение проводили при температуре 625 °С [20]). В данном случае закалка обеспечивает фиксацию объемной доли первичной α -фазы на уровне 15–30 % и подавляет диффузионные процессы при превращении $\beta \rightarrow \alpha$, протекающие при охлаждении на воздухе, что сказывается на химическом составе α -фазы с различной морфологией выделения [21]. Таким образом, после закалки и старения в микроструктуре сплава Ti-834 присутствует более легированная глобулярная α -фаза (первичная α_I) и менее легированная – превращенная α -фаза (вторичная α_{II}) с пластинчатой морфологией выделения [22].

В сплаве VT41 при охлаждении на воздухе после высокотемпературной ступени термической обработки формирование глобулярно-пластинчатой микроструктуры происходит в процессе диффузионного превращения, а не преимущественно мартенситного, как в случае закалки сплава Ti-834. Следствием этого является укрупнение составляющих микроструктуры, но различие в химическом составе α -фазы с различной морфологией сохраняется.

В результате освоения производства поковок рабочих колес компрессора из сплава VT41 фактический уровень легирования сплава оказался существенно сужен, а его границы сдвинуты в сторону максимального содержания легирующих элементов. Это необходимо для того, чтобы обеспечить стабильность прочностных и жаропрочных характеристик с учетом разупрочнения материала в результате полного объемного послесварочного отжига сварных узлов. В табл. 1 приведены размеры опытно-промышленных поковок, изготовленных на ПАО «Корпорация ВСППО-АВИСМА», на материале которых при освоении производства исследовали механические свойства и структуру.

Таблица 1

**Поковки из сплава VT41 для изготовления деталей
ротора компрессора высокого давления (КВД)**

Назначение поковки	Габариты (мм) и масса (кг) поковки калиброванной	Масса поковки под операцию термической обработки, кг	Величина сечения поковки под операцию термической обработки, мм
Колесо первой ступени КВД	$\varnothing 640 \times 105$ мм; 165 кг	103,7	76
Колесо второй ступени КВД	$\varnothing 640 \times 130$ мм; 205 кг	107,4	70
Колесо третьей ступени КВД	$\varnothing 710 \times 130$ мм; 220 кг	100,9	78
Цапфа третьей ступени КВД	$\varnothing 430 \times 96$ мм; 68 кг	36,1	57

Окончательно готовые поковки из сплава VT41, обточенные под операцию ультразвукового контроля, имеют меньшие габариты и массу (табл. 1, рис. 4, а).

В условиях ПАО «Корпорация ВСППО-АВИСМА» из сплава ВТ41 скорректированного состава по серийной технологии также изготовлены катаные прутки $\varnothing 35$ мм и поковки в виде калиброванных «шайб» сечением под термическую обработку ~ 80 мм, масса каждой поковки составляет ~ 77 кг. Режим и условия термической обработки поковок скорректированного состава не изменяли.

При изготовлении электронно-лучевой сваркой сварных соединений из сплава ВТ41 скорректированного состава использовали штампованные заготовки, полученные из исходных катаных прутков (термическая обработка заготовок проведена по режиму двойного отжига, аналогичного режиму для поковок, с охлаждением на воздухе). Внешний вид сварных соединений представлен на рис. 4, б).

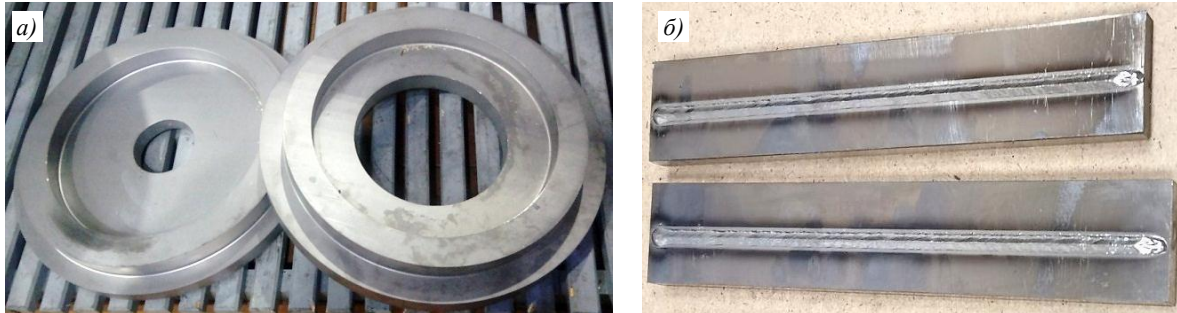


Рис. 4. Обточенные поковки рабочих колес (а) массой ~ 88 кг в состоянии поставки на машиностроительное предприятие и внешний вид сварных соединений из сплава ВТ41 (б)

Исследование микроструктуры материала проводили методами оптической металлографии, просвечивающей (Теснаі G2 F20 S-TWIN) и растровой (JСМА-733) электронной микроскопии. Исследование химического состава отдельных фаз осуществляли методом количественного рентгеноспектрального микроанализа на оборудовании JСМА-733, оснащенный энергодисперсионным микроанализатором Inca Energy.

Механические свойства определяли по методикам и на оборудовании, которые соответствуют требованиям ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–84, ГОСТ 9454–78, ГОСТ 25.506–85.

Результаты и обсуждение

Проведено исследование химического состава фаз материала поковки рабочего колеса из сплава ВТ41, полученной деформацией и двойным отжигом при температурах двухфазной области. Результаты анализа, выраженные в структурном эквиваленте по содержанию алюминия в составляющих глобулярно-пластинчатой микроструктуры, приведены в табл. 2. На рис. 5 представлена микроструктура материала двух поковок одной плавки с различной морфологией α -фазы, с обозначением контрольных точек и областей исследования.

Видно, что в первичной α -фазе (α_I) содержится максимальное количество алюминия, что в основном определяет уровень ее легирования. В α -оторочке и во вторичной α -фазе (α_{II}) уровень легирования определяется в основном нейтральными упрочнителями (оловом и цирконием). Содержание алюминия в пластинках вторичной (превращенной) α -фазы (α_{II}) может заметно снижаться, что показывают результаты локального химического анализа отдельных крупных частиц α_{II} и смеси $\alpha_{II} + \beta$ (при анализе результатов в данном случае следует учитывать отсутствие алюминия в β -прослойках; олово и цирконий по различным научно-техническим

литературным данным распределяются в твердых растворах равномерно [23, 24]). На образование отдельных частиц силицидов титана и циркония (комплексных силицидов) может оказывать влияние локальная неоднородность по содержанию циркония.

Таблица 2

Химический состав сплава ВТ41 и фаз по содержанию алюминия, олова, циркония и β -стабилизаторов

Элемент микроструктуры	Al	Sn	Zr	[Al] ^{eq}	[Mo] ^{eq}
	%				
По результатам контроля слитка	6,4	3,6	3,9	9,33	1,76
Рис. 5, а – первичная α -фаза (α_I)	6,5	3,8	2,7	9,23	–
Рис. 5, а – смесь $\alpha_{II} + \beta$ фаз	5,8	3,9	3,2	8,63	1,95
Рис. 5, а – α -оторочка	5,7	4,1	3,3	8,62	–
Рис. 5, а – вторичная α -фаза (α_{II})	5,3	3,8	3,5	8,15	–
Рис. 5, а – первичная α -фаза (α_I), частица $Ti[Zr]_xSi_y$	3,9	2,7	15,5	–	–
Рис. 5, б – первичная α -фаза (α_I)	6,7	4,0	3,0	9,53	–
Рис. 5, б – смесь $\alpha_{II} + \beta$ фаз	5,6	4,3	3,6	8,63	1,88
Рис. 5, б – вторичная α -фаза (α_{II})	5,6	4,2	3,7	8,62	–

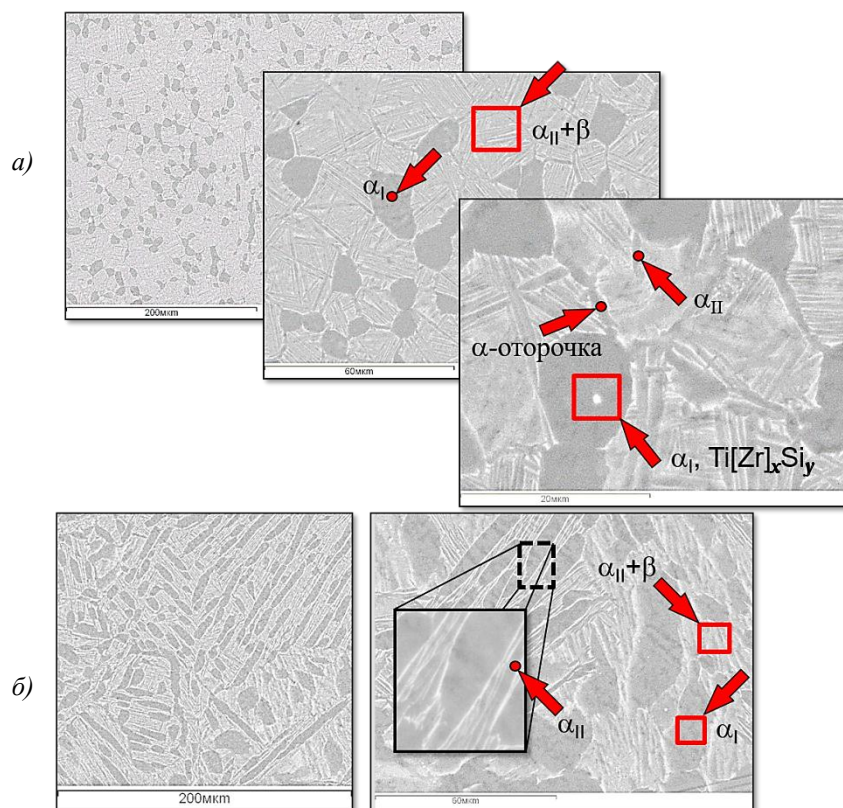


Рис. 5. Микроструктура сплава ВТ41 после деформации и двойного отжига, локальные точки и зоны определения химического состава фаз: а – типичная глобулярно-пластинчатая микроструктура со сфероидизированной первичной α -фазой; б – микроструктура материала с грубыми (несфероидизированными) выделениями первичной α -фазы

Ранее уже рассматривалось влияние циркония на дисперсионное упрочнение силицидами титана. Достоверно установлено, что с повышением содержания циркония количество силицидов титана в структуре титановых сплавов возрастает [10, 11, 22], а

температура сольвус силицидов снижается. В сплаве ВТ41 ориентировочная температура сольвус силицидов титана находится приблизительно на 50 °С ниже температуры $T_{п.п}$ (отдельные высокотемпературные силициды могут встречаться в структуре сплава – как показано на рис. 5, а), что позволяет достичь максимальной эффективности при термической обработке на твердый раствор деформированных полуфабрикатов. Однако при необходимости проведения полного послесварочного отжига сварных узлов ситуация резко осложняется: традиционный объемный послесварочный отжиг проводят в вакуумных печах при более низких температурах, в условиях относительно низких скоростей охлаждения [23], что вызывает укрупнение структурных составляющих [24], обеднение твердых растворов кремнием, выделение и рост крупных силицидов титана, большая часть которых располагается по межфазным границам, сводя эффект от выделения «низкотемпературных» силицидов при старении к минимуму [25–35]. На рис. 6 приведена типичная структура поковки из сплава ВТ41 после двойного отжига (исходное состояние) и после полного (двойного) вакуумного отжига.

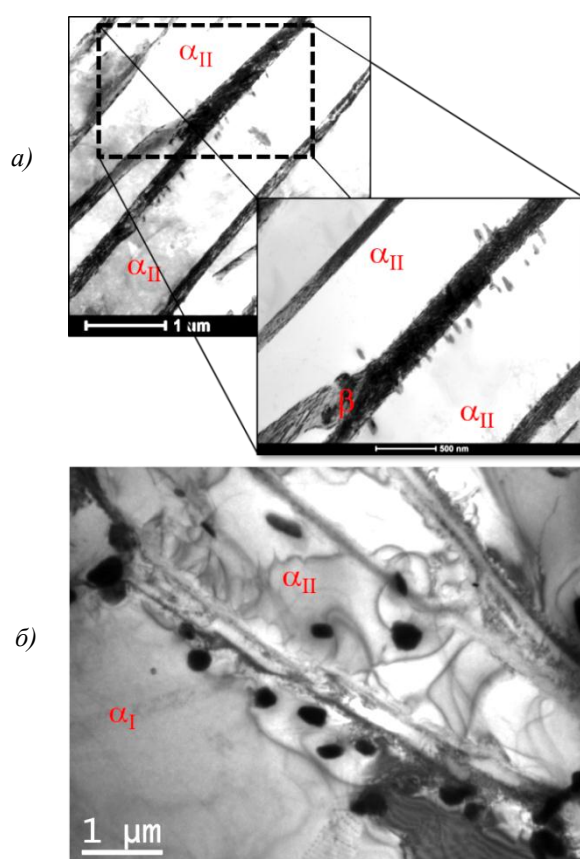


Рис. 6. Микроструктура сплава ВТ41 (ПЭМ) после двойного отжига (а, исходное состояние) и полного вакуумного отжига (б)

С учетом выше приведенных данных снижение содержания циркония в сплаве ВТ41 может оказать положительное влияние на распределение силицидов в структуре материала и на уменьшение количества крупных «высокотемпературных» силицидов, выделяющихся при температурах «верхней части» двухфазной области.

С точки зрения термической обработки сварных соединений из сплава ВТ41 (применительно к узлам ротора компрессора) рассматривался вариант неполного отжига вместо полного двойного отжига. Следует отметить, что в настоящее время

имеется опыт изготовления серийного изделия с отжигом сварного барабана из жаропрочного титанового сплава BT3-1 при температуре 750 °С [36]. В случае со сплавом BT3-1 интервал температур неполного отжига 700–750 °С обеспечивает возможность достаточно полного распада α' -мартенсита в сварном шве и зоне термического влияния, но приводит к снижению характеристик ударной вязкости, вязкости разрушения и пластичности.

В случае сплава BT41 с уровнем легирования α -фазы $[Al]^{eq} \approx 9\%$ это приводит к недопустимому снижению характеристик пластичности основного материала даже при кратковременных выдержках. При среднем показателе относительного удлинения $\delta \approx 7,5\%$, на отдельных образцах уровень удлинения может снижаться до $\delta \approx 2,5\%$, что обусловлено выделением интерметаллидной фазы Ti_3Al [33]. Поэтому для сварных ступеней рабочих колес ротора компрессора (при сохранении требований к прочности и жаропрочности материала) основным направлением работ является совершенствование условий и режимов полного послесварочного отжига в среде инертных газов [23] или перехода на локальную термическую обработку сварных швов.

Однако для более крупных изделий, для которых отсутствует техническая возможность обеспечения удовлетворительных условий проведения объемного послесварочного отжига по температурам и скоростям охлаждения или при невозможности повышения температуры отжига из-за коробления сварного узла, единственным вариантом остается проведение неполного отжига при температурах, близких к температуре неполного отжига сварного соединения из сплава BT3-1. Таким образом, корректировка химического состава сплава BT41, заключающаяся прежде всего в снижении содержания олова и циркония, должна обеспечить повышение технологичности сплава при термической обработке и возможность проведения неполного послесварочного отжига в условиях интенсивного выделения α_2 -фазы. Снижение содержания олова и циркония на 1 % (по массе) каждого элемента составляет в эквиваленте $[Al]^{eq} = 0,5\%$, что может быть недостаточно для обеспечения условия $[Al]^{eq} \leq 9,0\%$ (условие ограниченного выделения α_2 -фазы). Поэтому в скорректированном расчетном составе (в пределах возможного) было снижено содержание кислорода и алюминия – расчетный номинальный уровень легирования составил $[Al]^{eq} = 8,35\%$ (содержание углерода и азота в сплаве не изменяли).

Проведен сравнительный анализ микроструктуры и механических свойств прутков и поковок из сплава BT41 различного химического состава. В качестве объекта для сравнения использованы результаты исследований серийных поковок второй и третьей ступеней компрессора высокого давления (табл. 1) нескольких плавок, наиболее близких по геометрическим характеристикам и массе. Содержание ряда легирующих элементов и структурные эквиваленты для сплава BT41 рассматриваемых плавок приведены в табл. 3.

Таблица 3

**Содержание некоторых легирующих элементов и уровень легирования сплава BT41
(материал серийной поковки и поковки скорректированного состава)**

Состав сплава	Содержание элемента, % (по массе)				Уровень легирования, %	
	Al	Sn	Zr	Si	$[Al]^{eq}$	$[Mo]^{eq}$
Серийный (№ 1)	6,05–6,35	3,9–4,2	3,2–3,5	0,28–0,35	8,91–9,3	2,1–2,14
Скорректированный (№ 2)	5,9	3,2	2,6	0,27	8,15	2,11

Микроструктура материала поковок после двойного отжига приведена на рис. 7.

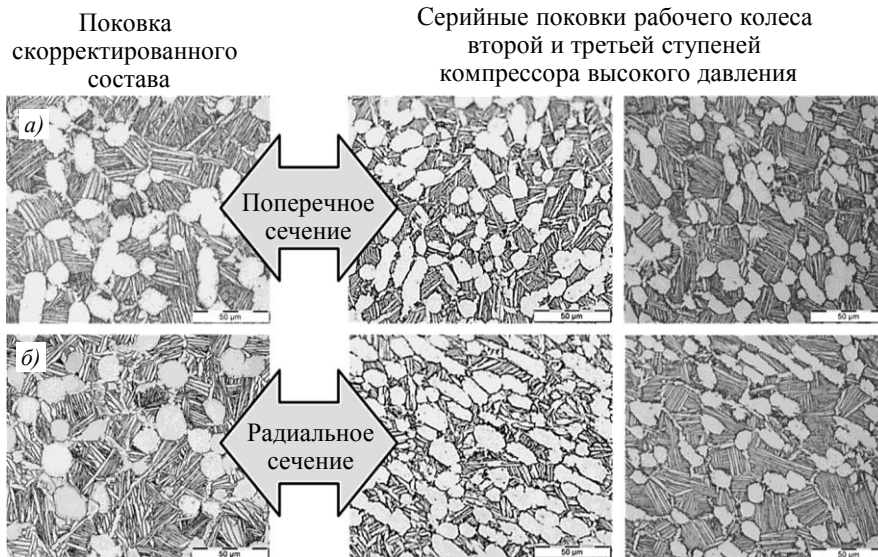


Рис. 7. Микроструктура поковок из сплава ВТ41 скорректированного (а) и серийного составов (б)

Микроструктура материала в обоих случаях – глобулярно-пластинчатого типа. В отдельных локальных зонах микроструктура материала крупных поковок в радиальном сечении может состоять преимущественно из вытянутых частиц первичной α -фазы, ориентированных в направлении течения металла (рис. 7, б). Тип микроструктуры материала поковок в зависимости от легирования не изменяется, однако визуально пластины превращенной α -фазы у сплава ВТ41 скорректированного состава имеют укрупненные размеры, что может быть следствием снижения содержания циркония. Различие в объемной доле первичной α -фазы обусловлено фактической температурой первой ступени отжига, назначаемой в зависимости от температуры $T_{пл}$ каждой плавки.

Механические свойства материала поковок приведены в табл. 4. Образцы для определения кратковременной прочности и ударной вязкости вырезали в хордовом (тангенциальном) направлении, вязкости разрушения K_{Ic} – в радиальном (вдоль волокна).

По химическому составу серийные плавки и плавка скорректированного состава сплава ВТ41 заметно отличаются снижением уровня легирования α -фазы $[Al]^{eq}$ не менее чем на 0,76 % (табл. 3) при сохранении количественного содержания β -стабилизаторов на том же уровне.

Переходя к сравнительной оценке механических свойств (табл. 4), отметим, что сплав ВТ41 скорректированного состава обладает сниженным уровнем прочности как при комнатной, так и при повышенных температурах испытаний, при более высоких показателях ударной вязкости и вязкости разрушения. Снижение прочности материала ощутимо и составляет ~100 МПа. Для сплава ВТ41 серийного состава имеет место высокая дисперсия значений ударной вязкости, что объясняется особенностями фазового состава сплава при минимальной температуре старения (рис. 8), т. е. когда интерметаллидное дисперсионное упрочнение локализовано и определяется неоднородностью микроструктуры и содержанием легирующих элементов. Распад мартенсита в α -титановых сплавах типа ВТ20 и малолегированных двухфазных сплавах типа ВТ6 может происходить при температурах ~750 °С [37]. Отметим, что по наиболее актуальным данным [38] распад α' -мартенсита в жаропрочных титановых сплавах типа Ti-6242S происходит при температуре ~800 °С, что соответствует области наиболее интенсивного выделения интерметаллидных фаз.

Таблица 4

Результаты испытаний механических свойств поковок из сплава ВТ41

Состав сплава	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	$\sigma_B^{600^\circ}$, МПа
Серийный (№ 1)	1099	14,9	26,2	24,5	35,1	690
	1126	14,7	18,5	19,6	45,6	686
	1190	11,6	25,8	40,2	44,7	774
	1148	12,6	20,7	32,4	40,6	729
	1138	12,8	21,8	29,4	44,0	715
	1126	14,4	28,9	43,2	–	699
	1106	12,8	25,4	21,3	–	700
	1126	17,2	29,9	21,6	–	714
	1121	15,2	33,3	20,6	–	711
	1130	12,8	25,3	19,2	–	721
	1117	9,2	19,1	22,1	–	712
	1122	10,4	20,4	18,9	–	701
	1115	12,0	15,5	15,8	–	692
	1130	14,0	26,7	18,2	–	–
	1133	13,6	30,8	17,9	–	–
Минимальное значение	1099	9,2	15,5	15,8	35,1	686
Среднее значение	1128	13,2	24,6	24,3	42	711
Максимальное значение	1190	15,2	33,3	43,2	45,6	774
Количество испытаний	15	15	15	15	5	13
Скорректированный (№ 2)	1027	17,5	36,6	30,8	56,8	616
	1026	15,6	36,3	30,7	–	601
	1051	16,2	30,8	31,8	–	634
	1055	14,5	29,9	31,8	–	–
	1051	16,3	27,5	25,2	–	–
	1039	13,5	28,1	25,1	–	–
	1030	17,2	32,2	–	–	–
	1031	14,7	29,2	–	–	–
	1008	11,7	23,7	–	–	–
	1014	9,2	16,0	–	–	–
	1021	14,5	27,3	–	–	–
	1027	13,6	23,0	–	–	–
	1026	14,2	26,3	–	–	–
Минимальное значение	1008	9,2	16,0	25,1	–	601
Среднее значение	1031	14,5	28,2	29,2	–	617
Максимальное значение	1055	17,2	36,6	31,8	–	634
Количество испытаний	13	13	13	6	1	3

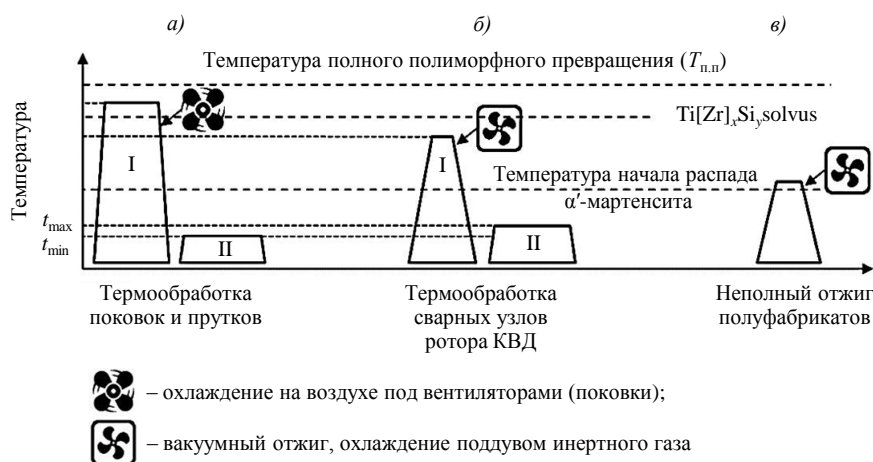


Рис. 8. Схемы режимов термической обработки полуфабрикатов и сварных соединений сплава ВТ41 (КВД – компрессор высокого давления)

Существенных изменений по минимальным значениям характеристик пластичности не наблюдается, тем не менее средние значения характеристик пластичности материала поковок скорректированного состава возрастают.

Для определения эффекта от корректировки химического состава сплава ВТ41 на технологичность материала при послесварочном отжиге проведены испытания механических свойств основного материала и материала сварных швов (табл. 5). Микроструктура материала заготовок под сварку приведена на рис. 9. Образцы для определения механических свойств вырезали вдоль и поперек сварного шва из штампованных заготовок толщиной 12 мм (рис. 4, б).

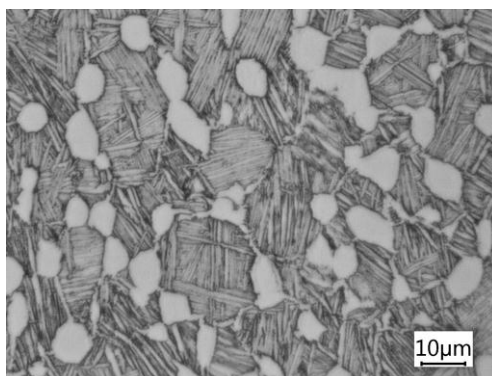


Рис. 9. Микроструктура основного материала штампованных заготовок под сварку

Микроструктура основного материала заготовок – глобулярно-пластинчатая, аналогична микроструктуре крупных поковок (рис. 7), состоит из сфероидизированных частиц первичной α -фазы и смеси превращенной (вторичной) α -фазы с прослойками β -фазы.

Таблица 5

Результаты испытаний механических свойств поковок из сплава ВТ41 после неполного отжига при температуре более 700 °С и длительных выдержках (не менее 2 ч)

Состав сплава	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Основной материал				
Серийный (№ 1)	1140	4,3	4,8	15,2
	1110	2,7	4,6	13,6
	1150	6,3	5,0	14,2
	1110	5,7	4,8	12,7
	1090	3,6	2,8	–
	1130	2,6	5,4	–
Скорректированный (№ 2)	1008	11,7	23,7	25,2
	1014	9,2	16,0	25,0
	1021	14,5	27,3	24,8
	1000	7,6	16,8	22,6
	1027	13,6	23,0	–
	1026	14,2	26,3	–
Сварной шов, выполненный электронно-лучевой сваркой				
Серийный (№ 1)	1260	3,7	6,1	–
	1250	1,7	4,7	–
	1220	1,6	3,8	–
Скорректированный (№ 2)	1200	5,4	9,2	–
	1150	5,7	8,8	–
	1180	5,1	8,2	–

Таким образом, после проведения неполного отжига химический и фазовый состав материала приходит в равновесное состояние и, как следствие, величина разброса значений ударной вязкости снижается.

Полученные результаты испытаний механических свойств основного материала поковок и сварных соединений (сварного шва) сплава ВТ41 с различным уровнем легирования α -фазы после неполного отжига свидетельствуют о сохранении высокого уровня пластичности основного материала сплава ВТ41 скорректированного состава; удовлетворительные характеристики пластичности получены и на материале сварного шва. Снижение уровня прочности сплава ВТ41 скорректированного состава в случае неполного отжига составляет в среднем 105 МПа. При этом характеристики относительного удлинения и ударной вязкости основного материала и материала шва увеличиваются более чем в 2 раза.

Прочность сварных соединений жаропрочных титановых сплавов, полученных методом электронно-лучевой сварки, как правило, определяется прочностью зоны термического влияния. На рис. 10 в виде столбчатой диаграммы приведены значения кратковременной прочности сварных образцов, вырезанных поперек шва: № 1 – из материала серийных поковок после двойного послесварочного отжига; № 2 – из материала прутков сплава ВТ41 скорректированного состава после неполного отжига.

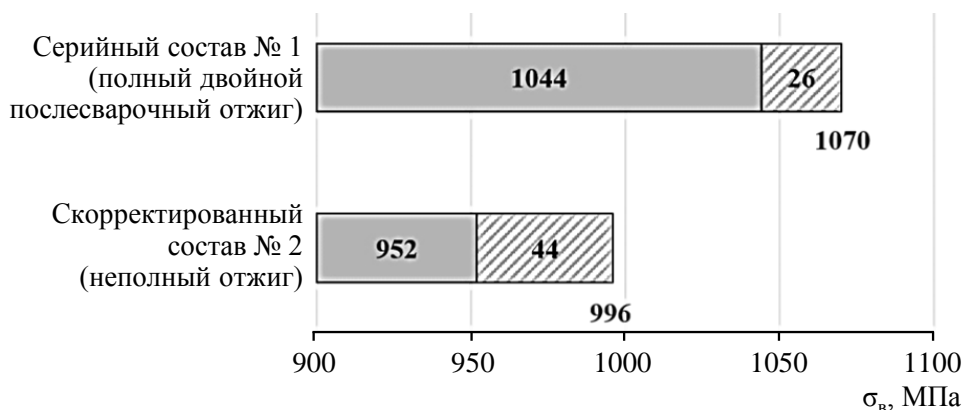


Рис. 10. Кратковременная прочность сварных соединений для образцов, вырезанных поперек шва (разрушение по зоне термического влияния)

Прочность сварных соединений для образцов из сплава ВТ41 скорректированного состава, вырезанных поперек сварного шва, как и в предыдущих случаях, снижается на ~100 МПа.

Экспериментально установлено, что кратковременная прочность при температуре 600 °С образцов, вырезанных вдоль сварного шва, из сплава ВТ41 скорректированного состава после неполного отжига находится в интервале значений 700–740 МПа, что соответствует типичному уровню значений кратковременной прочности серийных поковок из сплава ВТ41; уровень прочности материала в сварном шве при комнатной температуре испытаний несколько больше: 1150–1200 МПа (типичные значения прочности для серийных поковок рабочих колес после двойного отжига составляют 1100–1180 МПа).

Заключения

Результаты, представленные в данной работе, открывают новые перспективы для применения жаропрочного титанового сплава ВТ41, связанные с повышением

технологичности материала при термомеханической и термической обработках, а также в случае необходимости применения послесварочного отжига сварных узлов при относительно низких температурах.

Подход, примененный зарубежными специалистами в области составов (композиций) современных серийных жаропрочных титановых сплавов марок Ti-1100 и Ti-834, не позволяет получать крупные поковки из-за узкого температурного технологического интервала термомеханической и термической обработок, а в случае сплава Ti-834 – требований по скоростям охлаждения после обработки на твердый раствор.

Эти особенности, например, приводят к ограничениям максимального диаметра крупногабаритного ковального прутка, используемого в качестве исходной заготовки для изготовления штамповок дисков, – до 260 мм, толщины сечения под термическую обработку – до 75 мм [39]. В настоящее время ПАО «Корпорация ВСМПО-АВСИМА» освоено изготовление поволоков из сплава VT41 с массой до 220 кг и сечением под термическую обработку до 80 мм из исходных ковальных прутков диаметром до 330 мм. Макро- и микроструктурная неоднородность неизбежно будут увеличиваться при изготовлении более крупных поволоков.

Значительный запас по характеристикам пластичности сплава VT41 скорректированного состава, в том числе после неполного отжига при температурах интенсивного выделения фазы Ti_3Al , свидетельствует о низкой чувствительности к колебаниям структуры и химического состава α -твердого раствора, что позволит изготовить поковки большей массы с обеспечением достаточных характеристик пластичности, ударной вязкости и вязкости разрушения.

По технологичности при горячей деформации сплав VT41 скорректированного состава приближается к серийному сплаву VT20 (рис. 2), обеспечивая возможность свободнойковки мерных заготовок на молоте. При этом термическая обработка крупных поволоков с охлаждением под вентилятором со скоростями охлаждения ~ 30 °C/мин возможна для сечений до 200 мм [24].

Снижение уровня легирования α -твердого раствора в сплаве VT41 (преимущественно за счет уменьшения содержания олова и циркония) ожидаемо сопровождается снижением прочности материала при повышении характеристик пластичности, ударной вязкости и вязкости разрушения. Показано, что такая корректировка дает возможность применения режимов неполного послесварочного отжига. Кроме того, снижение уровня легирования окажет положительное влияние на уровень остаточных напряжений, возникающих в результате сварки плавлением, поэтому в случае со статорными и крупными корпусными сварными деталями возможно применение более распространенного вида сварки – аргоно-дуговой, а также новых – лазерной и сварки трением с последующим неполным отжигом сварных узлов.

Благодарности

Авторы статьи выражают глубокую признательность специалистам ПАО «Корпорация ВСМПО-АВСИМА», принимавшим участие в изготовлении материалов для проведения исследований, за помощь и ценные замечания при написании статьи: М.О. Ледеру, А.С. Шибанову, М.В. Антоновой. Благодарим сотрудников Испытательного центра НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: А.В. Заводова и С.А. Наприенко, выполнивших металлофизические исследования структуры.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
2. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
3. Оспенникова О.Г., Лукин В.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Изготовление конструкции типа «блиск» из разноименного сочетания материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 10 (70). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-10-16.
4. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si–β-стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
5. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Явление образования и низкотемпературного распада метастабильных твердых растворов с выделением дисперсных частиц третичной α-фазы в жаропрочных титановых сплавах // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-3-22.
6. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления полуфабрикатов из псевдо-α-титанового сплава BT41 // Титан. 2016. № 2 (52). С. 33–42.
7. Kosing O.E., Scharl R., Schmuhl H.J. Design Improvements of the EJ 200 HP Compressor: From Design Verification Engine to a Future All Blisk Version. Proceedings of the ASME Turbo Expo 2001: Power for Land, Sea, and Air. Vol. 1: Aircraft Engine; Marine; Turbomachinery; Microturbines and Small Turbomachinery. New Orleans, Louisiana, USA, June 4–7, 2001. DOI: 10.1115/2001-GT-0283.
8. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Влияние условий охлаждения крупных промышленных поковок из жаропрочного титанового сплава BT41 на фазовый состав и механические свойства // Цветные металлы. 2018. № 2. С. 76–82. DOI: 10.17580/tsm.2018.02.10.
9. Lutering G., Williams J.C. Titanium. 2nd ed. Springer, 2007. 442 p.
10. Donlon W.T., Allison J.E., Lasecki J.V. The influence of thermal exposure on properties and microstructure of elevated temperature titanium alloys // Titanium'92. 1993. Vol. 1: TMS. Pennsylvania. P. 295–302.
11. Monicault J.-M., Guedou J.-Y., Soniak F. Issues and progresses in manufacturing of aero titanium parts // TITANIUM Conference Proceedings. The International Titanium Association (ITA). Washington, 2008. P. 6–9.
12. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Влияние содержания железа на механические свойства поковок из жаропрочного титанового сплава BT41 // Труды ВИАМ. 2015. № 10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-1-1.
13. Илларионов А.Г., Космацкий Я.И., Горностаева Е.А., Водолазский Ф.В. Деформация и термическая обработка труб из титановых сплавов: учеб. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2019. 144 с.
14. Zhang J., Peng N., Wang Q., Wang X. A new aging treatment way for near α high temperature Titanium Alloys // Journal of Materials Science & Technology. 2009. Vol. 25. No. 4. P. 454–458.
15. Попов А.А., Попова М.А. Изотермические диаграммы выделения силицидных и алюминидных фаз в жаропрочных титановых сплавах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 11. С. 23–28.
16. Radecka A., Vorontsov V.A., Coakley J. and etc. Ordering in α Titanium Alloys // Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. The Minerals, Metals & Materials Society. 2016. P. 971–978.

17. Sai Srinadh K.V., Singh N., Singh V. Role of Ti_3Al /silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures // *Bulletin of Materials Science*. 2007. Vol. 30. No. 6. P. 595–600.
18. Singh N., Singh V. Effect of temperature on tensile properties of near- α alloy Timetal 834 // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 485. Is. 1–2. P. 130–139. DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.064.
19. Scotti L. First-principles study of solute diffusion mechanisms in α -Ti: thesis for the degree of PhD. School of Metallurgy and Materials. College of Engineering and Physical Sciences. University of Birmingham, 2016. 211 p.
20. Neal D.F. Development and evolution of high temperature titanium alloy IMI 834 // Sixth world conference on titanium, World Conference on Titanium. Les Editions de Physique. Cedex, 1989. P. 253–259.
21. Borchert B., Daeubler M. Influence of microstructure of IMI 834 on mechanical properties relevant to jet engines // Sixth world conference on titanium, World Conference on Titanium. Les Editions de Physique. Cedex, 1989. P. 467–472.
22. Davies P., Pederson R., Coleman M., Biroscas S. The hierarchy of microstructure parameters affecting the tensile ductility in centrifugally cast and forged Ti-834 alloy during high temperature exposure in air // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 51–67. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.015.
23. Кярамян К.А., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Исаев Д.А., Быков Ю.Г., Мазалов И.С. Моделирование процесса термической обработки сварных узлов конструкции КВД // *Электрометаллургия*. 2019. № 5. С. 5–10.
24. Barussad A., Desvalles Y., Guedou J.Y. Control of the microstructure in large titanium discs. Application to the high pressure compressor of the GE90 aeroengine // *Titanium'95*. London: The Institute of Materials, 1996. Vol. 2. P. 1599–1608.
25. Xia C., Zhang Z., Feng Z. et al. Effect of zirconium content on the microstructure and corrosion behavior of Ti-6Al-4V-xZr alloys // *Corrosion Science*. 2016. Vol. 112. P. 687–695. DOI: 10.2016/j.corsci.2016.09.012.
26. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов / пер. с англ. под ред. Б.И. Веркина, В.А. Москаленко. М.: Металлургия, 1988. 244 с.
27. Madsen A., Ghonem H. Separating the effects of Ti_3Al and silicide precipitates on the tensile and crack growth behavior at room temperature and 593 °C in a near- α titanium alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1995. Vol. 4. P. 301–307. DOI: 10.1007/BF02649067.
28. Fu B., Wang H., Zou C., Wei Z. The influence of Zr content on microstructure and precipitation of silicide in as-cast near α titanium alloys // *Materials Characterization*. 2015. Vol. 99. P. 17–24.
29. Singh A.K., Roy T., Ramachandra C. Microstructural stability on aging of an $\alpha + \beta$ titanium alloy: Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.30Si // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996. Vol. 27. Is. 5. P. 1167–1173. DOI: 10.1007/BF02649855.
30. Evans D.J., Broderick T.F., Woodhouse J.B., Hoenigman J.R. On the synergism of α_2 and silicides in Ti-6Al-Sn-2Cr-2Zr-2Mo-Si // *Titanium'95*. London: The Institute of Materials, 1996. Vol. 2. P. 2413–2420.
31. Zhang X.D., Evans D.J., Baeslack W.A., Fraser H.L. Effect of long term aging on the microstructural stability and mechanical properties of Ti-6Al-2Cr-2Mo-2Sn-2Zr alloy // *Materials Science and Engineering*. 2003. Vol. 344. Is. 1–2. P. 300–311.
32. Singh A.K., Ramachandra C. Characterization of silicides in high-temperature titanium alloys // *Journal of Materials Science*. 1997. Vol. 32. P. 229–234. DOI: 10.1023/A:1018516324856.
33. Ankem S., Banerjee D., McNeish D.J. et al. Silicide formation in Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo // *Metallurgical Transactions A*. 1987. Vol. 18. P. 2015–2025. DOI: 10.1007/BF02647074.
34. Wang X., Jahazi M., Yue S. Investigation of α platelet boundaries in a near- α titanium alloy // *Materials Science and Engineering*. 2008. Vol. 492. Is. 1–2. P. 450–454.
35. Rosenberger A.H., Madsen A., Ghonem H. Aging effects on the creep behavior of the near- α titanium alloy Ti-1100 // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1995. Vol. 4. P. 182–187. DOI: 10.1007/BF02664112.
36. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 448 с.

37. Лясоцкая В.С., Князева С.И. Ступенчатый отжиг сварных соединений титановых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 11. С. 32–34.
38. Harish P. Understanding the effect of isothermal heat treatments on microstructure of LMD-w titanium alloy (Ti-6242): Degree project for master of science with specialization in manufacturing department of engineering science. Trollhättan: University West, 2020. 97 p.
39. Specification book. International titanium association. Fourth edition. Broomfield, 2005. P. 26–36.

References

1. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for Russia's innovative development*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
2. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577 / 2071-9140-2019-0-2-3-11.
3. Ospennikova O.G., Lukin V.I., Afanasev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Manufacturing of design of the «blisk» type from ranoimenny combining of materials (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 10 (70), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-10-16.
4. Kablov E.N., Kashapov O.S., Medvedev P.N., Pavlova T.V. Study of a $\alpha + \beta$ -titanium alloy based on a system of Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -stabilizing alloying elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
5. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Zavodov A.V. The phenomenon of formation and low-temperature diffusion transformation of metastable solid solutions with the release of dispersed particles of intragranular Widmanstätten alpha phase in heat-resistant titanium. *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 25, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-3-22.
6. Kablov E.N., Kashapov O.S., Pavlova T.V., Nochovnaya N.A. Development of a pilot industrial technology for the manufacture of semi-finished products from pseudo- α titanium alloy VT41. *Titan*, 2016, no. 2 (52), pp. 33–42.
7. Kosing O.E., Scharl R., Schmuhl H.J. Design Improvements of the EJ 200 HP Compressor: From Design Verification Engine to a Future All Blisk Version. *Proceedings of the ASME Turbo Expo 2001: Power for Land, Sea, and Air. Vol. 1: Aircraft Engine; Marine; Turbomachinery; Microturbines and Small Turbomachinery*. New Orleans, Louisiana, USA, June 4–7, 2001. DOI: 10.1115/2001-GT-0283.
8. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Zavodov A.V. Influence of cooling conditions of large industrial forgings from heat-resistant titanium alloy VT41 on the phase composition and mechanical properties. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 2, pp. 76–82. DOI: 10.17580/tsm.2018.02.10.
9. Lutering G., Williams J.C. *Titanium*. 2nd ed. Springer, 2007, 442 p.
10. Donlon W.T., Allison J.E., Lasecki J.V. The influence of thermal exposure on properties and microstructure of elevated temperature titanium alloys. *Titanium'92*, 1993, vol. 1: TMS, Pennsylvania, pp. 295–302.
11. Monicault J.-M., Guedou J.-Y., Soniak F. Issues and progresses in manufacturing of aero titanium parts. *TITANIUM Conference Proceedings. The International Titanium Association (ITA)*. Washington, 2008, pp. 6–9.
12. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Istrakova A.R., Kalashnikov V.S. Effect of iron content on mechanical properties of forgings from heat-resistance titanium alloy VT41. *Trudy VIAM*, 2015, no. 10, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 25, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-1-1.
13. Illarionov A.G., Kosmatsky Ya.I., Gornostaeva E.A., Vodolazsky F.V. *Deformation and heat treatment of pipes made of titanium alloys*: textbook. Ekaterinburg: Ural University, 2019, 144 p.
14. Zhang J., Peng N., Wang Q., Wang X. A new aging treatment way for near α high temperature Titanium Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2009, vol. 25, no. 4, pp. 454–458.

15. Popov A.A., Popova M.A. Isothermal diagrams of precipitation of silicide and aluminide phases in heat-resistant titanium alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2016, no. 11, pp. 23–28.
16. Radecka A., Vorontsov V.A., Coakley J. et al. Ordering in α Titanium Alloys. *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. The Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 971–978.
17. Sai Srinadh K.V., Singh N., Singh V. Role of Ti_3Al /silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures. *Bulletin of Materials Science*, 2007, vol. 30, no. 6, pp. 595–600.
18. Singh N., Singh V. Effect of temperature on tensile properties of near- α alloy Timetal 834. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 485, is. 1–2, pp. 130–139. DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.064.
19. Scotti L. *First-principles study of solute diffusion mechanisms in alpha-Ti*: thesis for the degree of PhD. School of Metallurgy and Materials, College of Engineering and Physica, Sciences. University of Birmingham, 2016, 211 p.
20. Neal D.F. Development and evolution of high temperature titanium alloy IMI 834. *Sixth world conference on titanium, World Conference on Titanium*. Les Editions de Physique. Cedex, 1989, pp. 253–259.
21. Borchert B., Daeubler M. Influence of microstructure of IMI 834 on mechanical properties relevant to jet engines. *Sixth world conference on titanium, World Conference on Titanium*. Les Editions de Physique. Cedex, 1989, pp. 467–472.
22. Davies P., Pederson R., Coleman M., Biroasca S. The hierarchy of microstructure parameters affecting the tensile ductility in centrifugally cast and forged Ti-834 alloy during high temperature exposure in air. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 51–67. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.015.
23. Kyaramyan K.A., Lomberg B.S., Bakradze M.M., Isaev D.A., Bykov Yu.G., Mazalov I.S. Modeling of the process of heat treatment of welded units of HPC construction. *Elektrometallurgiya*, 2019, no. 5, pp. 5–10.
24. Barussad A., Desvalles Y., Guedou J.Y. Control of the microstructure in large titanium discs. Application to the high pressure compressor of the GE90 aeroengine. *Titanium '95*. London: The Institute of Materials, 1996, vol. 2, pp. 1599–1608.
25. Xia C., Zhang Z., Feng Z. et al. Effect of zirconium content on the microstructure and corrosion behavior of Ti-6Al-4V-xZr alloys. *Corrosion Science*, 2016, vol. 112, pp. 687–695. DOI: 10.2016/j.corsci.2016.09.012.
26. Collings E.V. *Physical metallurgy of titanium alloys*. Trans. from Engl. Ed. B.I. Verkin, V.A. Moskalenko. Moscow: Metallurgiya, 1988, 244 p.
27. Madsen A., Ghonem H. Separating the effects of Ti_3Al and silicide precipitates on the tensile and crack growth behavior at room temperature and 593 °C in a near-alpha titanium alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1995, vol. 4, pp. 301–307. DOI: 10.1007/BF02649067.
28. Fu B., Wang H., Zou C., Wei Z. The influence of Zr content on microstructure and precipitation of silicide in as-cast near α titanium alloys. *Materials Characterization*, 2015, vol. 99, pp. 17–24.
29. Singh A.K., Roy T., Ramachandra C. Microstructural stability on aging of an $\alpha + \beta$ titanium alloy: Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.30Si. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, is. 5, pp. 1167–1173. DOI: 10.1007/BF02649855.
30. Evans D.J., Broderick T.F., Woodhouse J.B., Hoenigman J.R. On the synergism of α_2 and silicides in Ti-6Al-Sn-2Cr-2Zr-2Mo-Si. *Titanium '95*. London: The Institute of Materials, 1996, vol. 2. P. 2413–2420.
31. Zhang X.D., Evans D.J., Baeslack W.A., Fraser H.L. Effect of long term aging on the microstructural stability and mechanical properties of Ti-6Al-2Cr-2Mo-2Sn-2Zr alloy. *Materials Science and Engineering*, 2003, vol. 344, is. 1–2, pp. 300–311.
32. Singh A.K., Ramachandra C. Characterization of silicides in high-temperature titanium alloys. *Journal of Materials Science*, 1997, vol. 32, pp. 229–234. DOI: 10.1023/A:1018516324856.
33. Ankem S., Banerjee D., McNeish D.J. et al. Silicide formation in Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo. *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, pp. 2015–2025. DOI: 10.1007/BF02647074.
34. Wang X., Jahazi M., Yue S. Investigation of α platelet boundaries in a near- α titanium alloy. *Materials Science and Engineering*, 2008, vol. 492, is. 1–2, pp. 450–454.

35. Rosenberger A.H., Madsen A., Ghonem H. Aging effects on the creep behavior of the near-alpha titanium alloy Ti-1100. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1995, vol. 4, pp. 182–187. DOI: 10.1007/BF02664112.
36. Solonin O.P., Glazunov S.G. *Heat-resistant titanium alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1976, 448 p.
37. Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I. Stepped annealing of welded joints of titanium alloys. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2012, no. 11, pp. 32–34.
38. Harish P. *Understanding the effect of isothermal heat treatments on microstructure of LMD-w titanium alloy (Ti-6242)*: Degree project for master of science with specialization in manufacturing department of engineering science. Trollhättan: University West, 2020, 97 p.
39. *Specification book*. International titanium association. Fourth edition. Broomfield, 2005, pp. 26–36.

Информация об авторах

Павлова Тамара Васильевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кашапов Олег Салаватович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Калашников Владимир Сергеевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кондратьева Анастасия Романовна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Tamara V. Pavlova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg S. Kashapov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Anastasiya R. Kondrateva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.08.2022.
The article was submitted 02.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 09.08.2022.