
Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-3-12

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА VT20, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРИПОЕМ ВПр16

А.Н. Афанасьев-Ходыкин¹, И.А. Галушка¹, А.В. Свиридов¹, С.А. Наприенко¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследования влияния ширины сборочного зазора на микроструктуру паяных соединений псевдо- α -сплава VT20 с припоем ВПр16. Проведен анализ паяных образцов после пайки и последующей гомогенизационной термической обработки (ГТО). Выявлены основные типы микроструктур, формирующиеся в паяном шве, и построены регрессионные уравнения влияния величины зазора и длительности ГТО на основные точки перехода микроструктуры паяного шва. Исследована динамика изменения легирующих элементов (алюминия, циркония, меди и никеля) в паяном шве и диффузионной зоне. Выбрана оптимальная микроструктура, не имеющая границы в центре шва и границ стыка кристаллов.

Ключевые слова: пайка, высокотемпературная пайка, титановые припой, титановые сплавы, высоколегированные припой, микроструктура паяного шва

Для цитирования: Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Свиридов А.В., Наприенко С.А. Исследование влияния технологических параметров термической обработки на микроструктуру паяных соединений сплава VT20, выполненных припоем ВПр16 // Труды ВИАМ. 2024. № 5 (135). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-3-12.

Scientific article

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF BRAZING JOINTS OF VT20 ALLOY WITH VPr16 SOLDER

A.N. Afansiyev-Khodykin¹, I.A. Galushka¹, A.V. Sviridov¹, S.A. Naprienko¹

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 investigation of the influence of the assembly gap width on the microstructure of brazing joints of pseudo- α -alloy VT20 with VPr16 solder are presented. The soldered samples after brazing and subsequent homogenization heat treatment (HHT) are analyzed. The main types of microstructures formed in the solder joint are identified and regression equations of the influence of the gap width and duration of the HHT on the main transition points of the solder joint microstructure are constructed. The dynamics of change of alloying elements (aluminum, zirconium, copper and nickel) in the solder joint and diffusion zone has been studied. The optimum microstructure is selected, which does not have a boundary in the center of the seam and boundaries of the junction of crystals.

Keywords: brazing, high-temperature brazing, titanium based brazing alloy, titanium alloys, high-alloy solders, microstructure of a brazing seam

For citation: Afansiyev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Sviridov A.V., Naprienko S.A. Investigation of the influence of technological parameters of heat treatment on microstructure of brazing joints of VT20 alloy with VPr16 solder. *Trudy VIAM*, 2024, no. 5 (135), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-3-12.

Введение

К современным газотурбинным двигателям (ГТД) для военной и специальной техники предъявляются повышенные требования по удельным эксплуатационным характеристикам, таким как тяга, расход топлива и т. д. Перспективные направления повышения удельных характеристик ГТД – снижение массы деталей и повышение рабочей температуры двигателя. Для этих целей наиболее подходит деформируемый титановый сплав марки VT20 системы Ti–Al–Mo–V, принадлежащий к категории однофазных псевдо- α -сплавов.

Титановый сплав VT20 системы Ti–Al–Zr–Mo–V обладает высокой прочностью и жаропрочностью благодаря содержанию в составе алюминия. Этот сплав обладает также хорошей пластичностью при обработке давлением и может поставляться в различных формах – включая поковки, штамповки, прутки, плиты и листы. В связи с этим сплав VT20 – востребованный материал для производства сварных колец, компонентов турбин, компрессоров и других элементов воздушных и космических двигателей, работающих в условиях высоких температур и давлений [1–5]. Поэтому процесс соединения титановых компонентов (особенно с помощью пайки при температуре ниже температуры $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения) имеет первостепенное значение. Такой подход обеспечивает сохранение исходной микроструктуры сплава и свойств основного материала. Низкотемпературная пайка, необходимая для тонкостенных аэрокосмических конструкций и теплообменников, снижает риск чрезмерного образования интерметаллидных соединений на границе соединения. Однако сродство титана к кислороду создает значительные трудности в достижении качественного соединения основных материалов друг с другом, что требует принятия защитных мер против окисления при температурах >650 °C.

Два основных типа припоев – сложнолегированные на основе систем Ti–Cu–Ni и Ti–Zr–Cu–Ni, а также припой на основе серебра, позволяют подобрать основу под требуемые свойства конечного изделия. Так, в работе [6] показано, что цирконий, входящий в состав припоя, оказывает значительное влияние на характеристики пайки – например, температуру, смачиваемость и прочность. Авторами исследовано различное содержание циркония в составе припоя и установлено, что его небольшое содержание приводит к ухудшению смачиваемости припоя, а высокое содержание – к снижению прочности из-за образования хрупких интерметаллидных соединений (Ti_2Cu , Ti_2Ni , $TiNi_3$ и Zr_2Cu), которые являются нежелательной фазой, снижающей прочность соединения. Определили, что содержание циркония ~ 18 % (по массе) позволило достичь требуемой прочности при сохранении высокой смачиваемости и необходимой температуры плавления припоя.

Сложнолегированные припои выделяются высокой прочностью при повышенных температурах, что делает их предпочтительными в условиях интенсивных нагрузок, в то время как припои на основе серебра обеспечивают отличную смачиваемость и растекаемость.

Сложнолегированные припои на основе титана обеспечивают высокую жаростойкость и коррозионную стойкость паяных соединений на уровне соединяемых материалов. Припои на основе серебра имеют значительно более низкую жаростойкость паяных соединений и рабочую температуру паяных соединений <400 °C [7, 8]. Паяные соединения титановых сплавов, выполненные серебряными припоями, имеют невысокую коррозионную стойкость, особенно при воздействии ионов хлора.

При разработке и оптимизации режимов пайки особое внимание уделяют выбору последующей гомогенизационной термической обработки (ГТО), поскольку она имеет существенное значение для формирования конечной микроструктуры неразъемного соединения и определяет его механические свойства и долговечность изделия при эксплуатации. Эта стадия позволяет достичь равномерного распределения элементов сплава в зоне соединения, улучшая его прочностные характеристики и устойчивость к коррозии за счет происходящих диффузионных процессов на границе раздела «припой–основной материал». Согласно проведенным в работах [9–12] исследованиям, длительность процесса диффузионной пайки с использованием эвтектики систем Ti–Ni или Cu–Ti существенно зависит от толщины прослойки жидкого припоя. Этот фактор может существенно варьироваться и оказывает прямое влияние на качество и прочность паяного соединения. Например, при оптимальной температуре пайки время, необходимое для образования качественного соединения, может колебаться от нескольких минут (при условии, что толщина слоя припоя составляет всего несколько микрометров) до нескольких часов, когда толщина прослойки увеличивается до сотен микрометров. Это обусловлено тем, что при увеличении толщины слоя припоя увеличивается время, необходимое для диффузии элементов припоя в соединяемые материалы, что требует более длительного воздействия для достижения равномерного распределения этих элементов в зоне соединения. Подбор оптимальной толщины прослойки припоя и соответствующих режимов термической обработки имеет важное значение при формировании микроструктуры соединения, влияет на механические свойства, а также на общую надежность и долговечность изделия.

Однако подбор режима пайки для разных конструкций может занимать продолжительное время, поскольку ширина сборочного зазора может варьироваться в зависимости от допусков при изготовлении конструкции или качества сборки, поэтому возможность подбирать режим пайки под изготавливаемый сборочный зазор существенно упрощает задачу при создании новых конструкций.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.9. «Припой и технологии высокотемпературной диффузионной пайки с компьютерным управлением технологическими параметрами для формирования оптимальной структуры паяного соединения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [13].

Материалы и методы

Для исследования в качестве основного материала выбран сплав ВТ20, в качестве припоя – припой системы Ti–Zr–Cu–Ni марки ВПр16 с рекомендуемой температурой пайки от 930 до 960 °С и выдержкой при заданной температуре.

С целью оценки влияния режимов ГТО на динамику изменения микроструктуры паяного шва и для более глубокого понимания процессов, происходящих во время пайки, изготовили клиновые образцы с переменным зазором. Это позволило осуществить детальное изучение изменений в структуре паяного шва в зависимости от зазора между соединяемыми элементами. С применением оптического микроскопа (с возможностью увеличения от $\times 50$ до $\times 500$) проведена тщательная оценка величины зазора, при которой наблюдаются ключевые изменения в структуре паяного соединения.

Проведены также исследования с использованием растровой электронной микроскопии, позволившие выявить особенности формирования различных фаз в паяном шве, а также детально исследовать микроструктуру. Применение метода микрорентгеноспектрального анализа, позволило определить изменение содержания основных

химических элементов, таких как титан (Ti), цирконий (Zr), алюминий (Al), никель (Ni) и медь (Cu), в составе отдельных фаз и участков микроструктуры паяных соединений, а также в диффузионной зоне основного материала – сплава ВТ20.

Результаты и обсуждение

Анализ паяных образцов из сплава ВТ20 с применением припоя ВПр16 после пайки и с последующим применением ГТО выявил идентичные места перехода от одного типа наблюдаемой микроструктуры к другому. Различие наблюдалось только в ширине сборочного зазора между основным материалом. К таким зонам относятся: начало появления в паяном шве ячеистой структуры при кристаллизации, возникновение эвтектической прослойки припоя ВПр16 и явное развитие направленных дендритных форм роста (рис. 1).

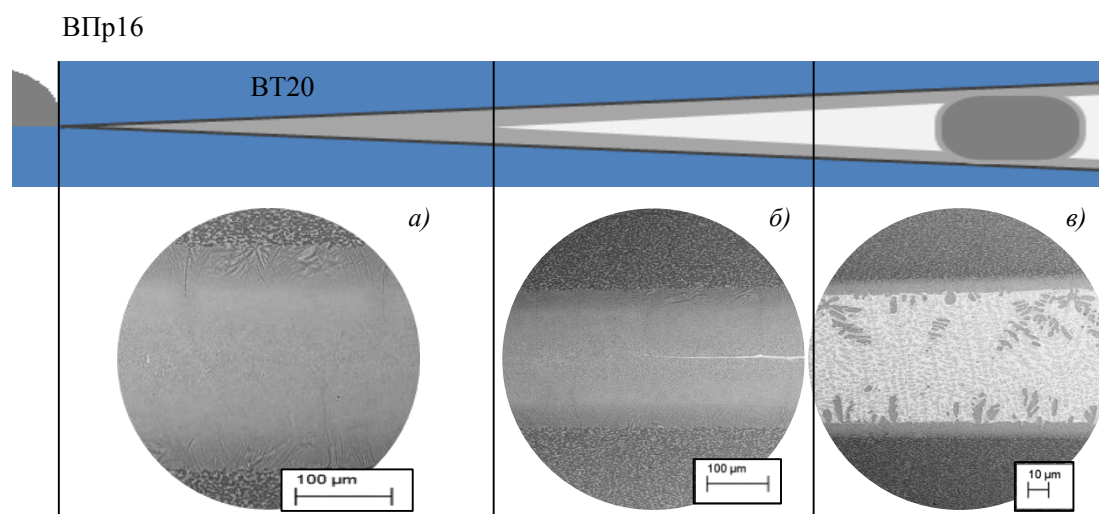


Рис. 1. Микроструктуры паяного образца из сплава ВТ20 с припоем ВПр16 после пайки: *а* – проявление ячеистой кристаллизации; *б* – возникновение эвтектической прослойки; *в* – развитие дендритных форм роста

Построение панорамных снимков паяных клиновых образцов из сплава ВТ20 с припоем ВПр16 позволило измерить ширину наблюдаемого зазора в местах изменения микроструктуры паяного шва (рис. 2).



Рис. 2. Панорамный снимок паяного образца из сплава ВТ20 с припоем ВПр16, выполненного по режиму 2

Полученные измерения точек перехода микроструктуры в паяном шве представлены в таблице. Первый образец исследовали без применения ГТО, остальные образцы упорядочены в соответствии с увеличением продолжительности проведения последующей ГТО при температуре на 50 °С ниже температуры пайки, длительностью от 30 до 360 мин.

Для выявления закономерностей и построения уравнений линейной регрессии выбраны средние значения в полученных измерениях ширины зазора. Полученные уравнения ширины паяного шва (Y , мкм) при изменении микроструктуры в паяном шве

в зависимости от продолжительности выдержки при ГТО (t , мин) принимают следующий вид:

– уравнение расчета предельной ширины зазора – до проявления ячеистой структуры припоя (Y_1) – от продолжительности ГТО:

$$Y_1 = 0,64t + 141,67;$$

– уравнение появления эвтектической структуры в паяном шве (Y_2) – от продолжительности ГТО:

$$Y_2 = 0,84t + 176,03;$$

– уравнение начала развития дендритных форм роста эвтектических структур в паяном шве (Y_3) – от продолжительности ГТО:

$$Y_3 = 1,78t + 241,86.$$

Основные точки перехода микроструктуры паяного образца из сплава ВТ20 при разной гомогенизационной термической обработке (ГТО)

Условный номер режима ГТО	Ширина паяного шва, мкм		
	при проявлении ячеистой структуры (Y_1)	при появлении эвтектической структуры (Y_2)	при развитии дендритных форм роста эвтектических структур (Y_3)
Без ГТО	135–138	149–153	230–235
1	146–148	181–185	280–284
2	188–191	242–257	359–367
3	223–230	304–310	456–462
4	309–314	380–386	683–694
5	355–365	459–463	860–871

Достоверность аппроксимации для полученных уравнений $R^2 > 0,95$, что позволяет сделать вывод об их надежности, а также о продолжительности выдержки при ГТО. Так, наиболее распространенная величина зазора при сборке изделий под пайку составляет от 50 до 150 мкм, в редких случаях превышает 200 мкм. Исходя из проведенных измерений, моменту появления эвтектических структур, способных привести к резкому разупрочнению соединяемых материалов при величине зазора, близкой к 200 мкм, соответствует продолжительности выдержки по режиму 2.

Исследование динамики формирования основных фаз в паяном шве проводили на образце, изготовленном по режиму 2 (рис. 3).

При величине сборочного зазора от 0 до 188–191 мкм происходит изотермическая кристаллизация, в результате которой во всем объеме паяного шва формируется однородная структура твердого раствора без явных границ в центральной части и на стыках кристаллов (рис. 3, а). Тонкая прослойка жидкого припоя и обширная контактная поверхность с паяемым металлом способствуют глубокому взаимодействию с соединяемыми материалами. Содержание алюминия в паяном шве варьируется от 2,73 в центре до 6,22 % (по массе) на границе с основным материалом. Содержание меди и циркония равномерно распределено, но с увеличением к краям шва содержание меняется. Никель, проникающий из основного материала, образует локальные зоны с концентрацией от 1,5 до 2,5 % (по массе) вблизи основного материала.

По мере увеличения зазора (при ширине зазора от 191 до 240 мкм) происходит дробление зерен и наблюдается начало формирования ячеистой структуры на границе с основным материалом (рис. 3, б). Алюминий равномерно распределен и его присутствие наблюдается по всему паяному шву при содержании от 2,53 (преимущественно в центре паяного шва) до 7,67 % (по массе) на границе с основным материалом. Элементы,

входящие в состав припоя, такие как медь – от 3,31 до 14,32 % (по массе), распределены по всему паяному шву, в то время как цирконий при содержании от 5,88 до 9,76 % (по массе) располагается преимущественно в центре паяного шва, а по границам с основным материалом его содержание практически минимально. Никель также локально формирует зоны с содержанием от 2,76 до 5,2 % (по массе).

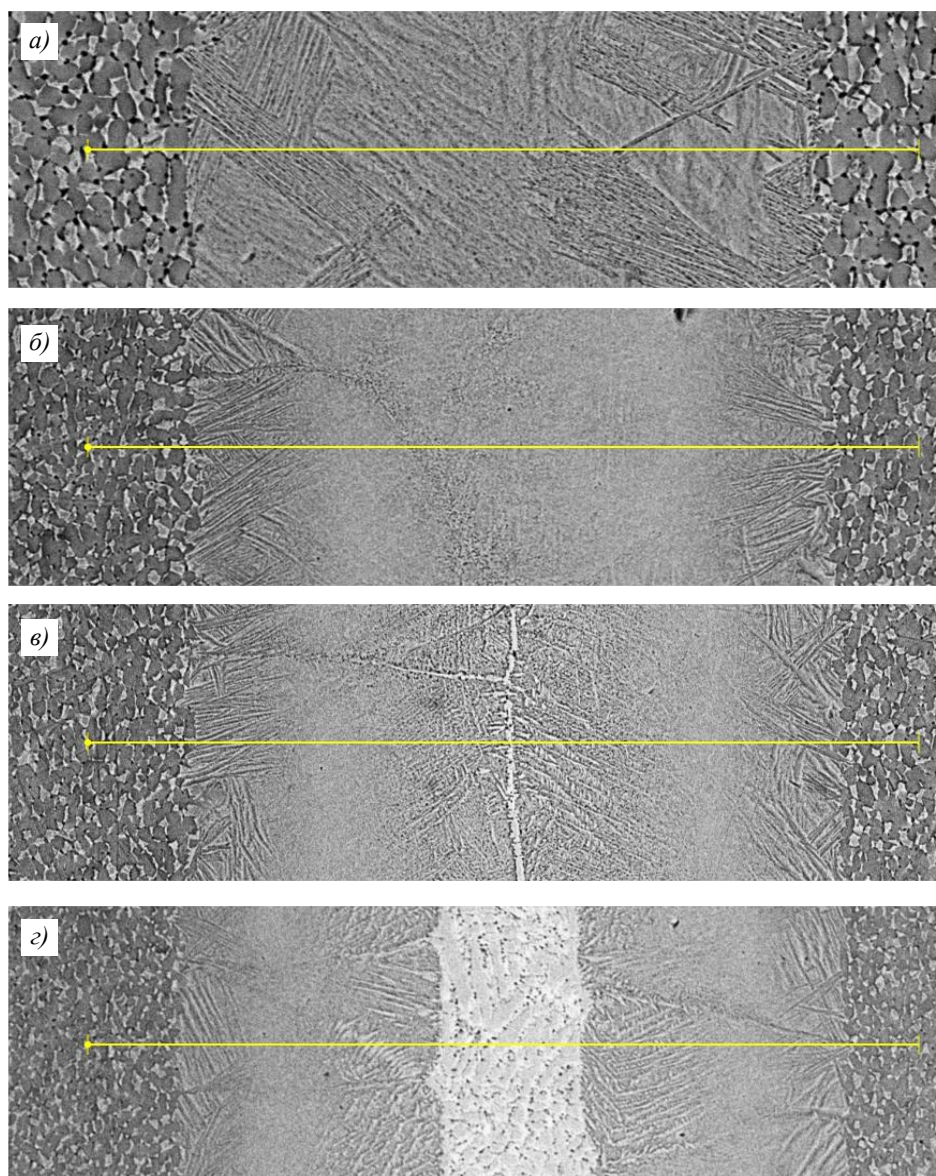


Рис. 3. Динамика формирования паяного шва при гомогенизационной термической обработке по режиму 3: *а* – структура твердого раствора, не имеющая границ в центре шва; *б* – начало формирования ячеистой структуры на границе с основным материалом; *в* – появление эвтектической прослойки; *г* – структура с эвтектикой

При увеличении зазора до 242 мкм в центральной части шва начинает формироваться эвтектическая прослойка, четко проявляющаяся при величине зазора 255 мкм. Химический анализ показывает, что элементы припоя формируют пики в центре шва, что соответствует ширине эвтектической прослойки. Это расширение, пропорциональное увеличению зазора до 380 мкм, приводит к образованию хрупкой структуры, что негативно влияет на прочностные характеристики соединения.

В зоне паяного шва изменение величины зазора оказывает влияние на диффузионную зону основного материала сплава ВТ20. Наиболее характерно это отражается на содержании меди и циркония, входящих в состав припоя. При большой величине зазора первой в диффузионной зоне наблюдается медь – от 0,35 до 0,45 % (по массе), в зоне с началом появления эвтектики ее содержание незначительно увеличивается – с 0,45 до 0,55 % (по массе). При малой величине сборочного зазора, когда твердый раствор не имеет границы в центре шва и границ стыка кристаллов, содержание меди составляет от 0,9 до 1,1 % (по массе), точно наблюдается цирконий – от 0,6 до 0,7 % (по массе). Подобное изменение в составе основного материала сплава ВТ20 должно незначительно сказываться на прочностных свойствах основного материала при протекании диффузионного взаимодействия.

В процессе формирования микроструктуры паяного соединения особого внимания заслуживает зона между припоем и основным материалом. Именно в этой области – при взаимодействии расплавленного припоя с твердым раствором основного материала – формируется прослойка, состоящая из титана, алюминия и меди (Ti–Al–Cu) [14–27]. Обнаружено, что содержание алюминия и меди в этой прослойке составляет ~4,8 % (по массе), при этом толщина прослойки остается стабильной в диапазоне 35–45 мкм независимо от увеличения зазора между соединяемыми элементами. Появление подобной прослойки свидетельствует о важности контроля зазора и распределения компонентов припоя для формирования оптимальных физико-механических свойств соединения.

Заключения

В данном исследовании идентифицированы основные зоны изменения микроструктуры: начало формирования ячеистой структуры в процессе кристаллизации, появление эвтектической прослойки припоя ВПр16 и развитие направленных дендритных форм роста.

Для анализа изменений микроструктуры построены панорамные снимки паяных клиновых образцов из сплава ВТ20 с припоем ВПр16, что позволило точно измерить ширину зазора в местах изменения микроструктуры. Изучение динамики формирования фаз в паяном соединении показало, что с увеличением ширины зазора наблюдается изменение распределения химических элементов, входящих в состав припоя и основного материала.

Установлено, что наиболее значимым в микроструктуре паяного шва является отсутствие явных границ зерен, что указывает на эффективное протекание диффузионных процессов, способствующих улучшению связи между припоем и основным материалом. Следует подчеркнуть важность тщательного подбора режимов ГТО, особенно в контексте оптимизации продолжительности выдержки, для достижения идеального баланса между прочностью и устойчивостью паяного соединения к деформациям. Последующее сравнение прочности паяных соединений позволит дать численную оценку при сравнении образцов с микроструктурой твердого раствора и микроструктурой, при которой начинает формироваться ячеистая структура на границе с основным материалом.

Исходя из проведенного анализа, можно утверждать, что формирование паяного соединения с оптимальной микроструктурой требует не только выбора соответствующего состава припоя, но и точного соблюдения технологических параметров пайки и последующей термообработки. Разработанное уравнение для расчета оптимальной продолжительности выдержки при ГТО, ограничивающей начало формирования ячеистой структуры припоя, открывает новые возможности для улучшения качества и надежности паяных соединений титановых сплавов, что особенно актуально для изделий авиационной и космической отраслей.

Список источников

1. Илларионов А.Г. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учеб. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.
2. Каблов Е.Н., Путырский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава ВТ22М, изготовленных с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ - и β -областях // Титан. 2021. № 1 (70). С. 26–33.
3. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 308 с.
4. Макушина М.А., Кочетков А.С., Ночовная Н.А. Литейные титановые сплавы для авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 7 (101). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2024). DOI: 2307-6046-2021-0-7-39-47.
5. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 26.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
6. Yongjuan J., Xishan Y., Xingqiang G. et al. The influence of Zr content on the performance of TiZrCuNi brazing filler. *Materials science and engineering A*. 2016. Vol. 678. P. 190–196. DOI: 10.1016/J.MSEA.2016.09.115.
7. Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Влияние технологий изготовления порошка припоя ВПр28 на основе титана на особенности полученных порошков (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 26.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-16-24.
8. Скупов А.А., Свиридов А.В., Ходакова Е.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Создание неразъемных соединений из интерметаллидных титановых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 7 (101). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2024). DOI: 2307-6046-2021-0-7-31-38.
9. Петрунин И.Е., Березников Ю.И., Бунькина Р.Р. и др. Справочник по пайке. 3-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение-1, 2003. 480 с.
10. Петрунин И.Е., Маркова И.Ю., Екатова А.С. Металловедение пайки. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
11. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1977. 328 с.
12. Хорунов В.Ф., Максимова С.В. Пайка жаропрочных сплавов на современном этапе // Сварочное производство. 2010. № 10. С. 24–27.
13. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
14. Клопотов В.Д., Потекаев А.И., Клопотов А.А. и др. Тройные диаграммы на основе алюминид-титана. Анализ и построение // Известия ТПУ. 2013. № 2. С. 96–100.
15. Корнилов И.И., Будберг П.Б. Химическое взаимодействие титана с другими элементами // Успехи химии. 1955. Т. 25. Вып. 1. С. 1474–1501.
16. Kogachi M., Minamigawa S., Kakahigashi K. Long Range Order in $L1_2$ ternary intermetallic compound Al_3Ti-X ($X=Fe, Ni, Cu, Ag$) // *Scripta metallurgica et materialia*. 1992. Vol. 27. P. 407–412.
17. Диаграммы состояния металлических систем / под ред. Н.В. Агеева. М.: ВИНТИ, 1966. Вып. 12. 352 с.
18. Grytsiv A., Chen X-Q., Witusiewicz V.T. et al. Atom order and thermodynamic properties of the ternary Laves phase Ti ($Ti_yNi_xAl_{1-x-y}$)₂ // *Zeitschrift fur Kristallographie*. 2006. Vol. 221. P. 334–348.
19. Schuster J.C. Critical data evaluation of the aluminium–nickel–titanium system // *Intermetallics*. 2006. Vol. 14. P. 1304–1311.

20. Schuster J.C., Pan Z., Liu S., Weitzer F., Du Y. On the constitution of the ternary system Al–Ni–Ti // *Intermetallics*. 2007. Vol. 15. P. 1257–126.
21. Milman Yu.V., Miracle D.B., Chugunova S.I. et al. Mechanical behavior of Al₃Ti intermetallic and L12 phases on its basis // *Intermetallics*. 2001. Vol. 9. P. 839–845.
22. Nakayama Y., Mabuchi H. Formation of Ternary L12 compounds in Al₃Ti-base alloys // *Intermetallics*. 1993. Vol. 1. P. 41–48.
23. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Павлова Т.В., Иванов В.И. Жаропрочные титановые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 3. С. 7–8.
24. Cao J., Qi J., Song X., Feng J. Welding and Joining of Titanium Aluminides // *Materials*. 2014. No. 7. P. 4930–4962.
25. Shapiro A., Rabinkin A. State of the art of titanium-based brazing filler metals // *Welding journal*. 2003. Vol. 82. No. 10. P. 36–43.
26. TiNiNbZr high-temperature brazing filler metal for TiAl alloy, preparation method and brazing method thereof: pat. CN 110605498A; appl. 14.05.19; publ. 24.12.19.
27. Brazing filler metal for brazing titanium-containing material, preparation method and brazing method: pat. CN 110666395A; appl. 21.10.19; publ. 10.01.20.

References

1. Illarionov A.G. *Technological and operational properties of titanium alloys*: textbook. Ekaterinburg: Ural Univ. Publ. House, 2014, 137 p.
2. Kablov E.N., Putyrsky S.V., Yakovlev A.L., Krokhina V.A., Naprienko S.A. Study of resistance to fatigue fracture of forgings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the ($\alpha+\beta$)- and β -regions. *Titan*, 2021, no. 1 (70), pp. 26–33.
3. Nochovnaya N.A., Bazyleva O.A., Kablov D.E., Panin P.V. *Intermetallic alloys based on titanium and nickel*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2018, 308 p.
4. Makushina M.A., Kochetkov A.S., Nochovnaya N.A. Cast titanium alloys for aviation equipment (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 7 (101), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-39-47.
5. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 26, 2024). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-30-40.
6. Yongjuan J., Xishan Y., Xingqiang G. et al. The influence of Zr content on the performance of TiZrCuNi brazing filler. *Materials science and engineering A*, 2016, vol. 678, pp. 190–196. DOI: 10.1016/J.MSEA.2016.09.115.
7. Sviridov A.V., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Influence of manufacturing technologies of brazing alloy powder VPr28 on powder features (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (69), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 26, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-16-24.
8. Skupov A.A., Sviridov A.V., Khodakova E.A., Afanasev-Khodykin A.N. Creation of joints from intermetallic titanium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 7 (101), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-31-38.
9. Petrunin I.E., Bereznikov Yu.I., Bunkina R.R. et al. *Handbook on soldering*. 3rd ed. rev. and add. Moscow: Mashinostroenie-1, 2003, 480 p.
10. Petrunin I.E., Markova I.Yu., Ekatoва A.S. *Metallurgy soldering*. Moscow: Metallurgiya, 1976, 264 p.
11. Lashko N.F., Lashko S.V. *Soldering of metals*. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 328 p.
12. Khorunov V.F., Maksimova S.V. Brazing of heat-resistant alloys at the present stage. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2010, no. 10, pp. 24–27.
13. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

14. Klopotov V.D., Potekaev A.I., Klopotov A.A. et al. Triple diagrams based on titanium aluminide. Analysis and construction. *Izvestia TPU*, 2013, no. 2, pp. 96–100.
15. Kornilov I.I., Budberg P.B. Chemical interaction of titanium with other elements. *Uspekhi khimii*, 1955, vol. 25, is.1, pp. 1474–1501.
16. Kogachi M., Minamigawa S., Kakahigashi K. Long Range Order in L12 ternary intermetallic compound Al_3Ti-X ($X=Fe, Ni, Cu, Ag$). *Scripta metallurgica et materiala*, 1992, vol. 27, pp. 407–412.
17. *State diagrams of metallic systems*. Ed. N.V. Ageev. Moscow: VINITI, 1966, is. 12, 352 p.
18. Grytsiv A., Chen X-Q., Witusiewicz V.T. et al. Atom order and thermodynamic properties of the ternary Laves phase Ti ($Ti_yNi_xAl_{1-x-y}$)₂. *Zeitschrift fur Kristallographie*, 2006, vol. 221, pp. 334–348.
19. Schuster J.C. Critical data evaluation of the aluminium–nickel–titanium system. *Intermetallics*, 2006, vol. 14, pp. 1304–1311.
20. Schuster J.C., Pan Z., Liu S., Weitzer F., Du Y. On the constitution of the ternary system Al–Ni–Ti. *Intermetallics*, 2007, vol. 15, pp. 1257–126.
21. Milman Yu.V., Miracle D.B., Chugunova S.I. et al. Mechanical behavior of Al_3Ti intermetallic and L12 phases on its basis. *Intermetallics*, 2001, vol. 9, pp. 839–845.
22. Nakayama Y., Mabuchi H. Formation of Ternary L12 compounds in Al_3Ti -base alloys. *Intermetallics*, 1993, vol. 1, pp. 41–48.
23. Antashev V.G., Nochovnaya N.A., Pavlova T.V., Ivanov V.I. Heat-resistant titanium alloys. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 3, pp. 7–8.
24. Cao J., Qi J., Song X., Feng J. Welding and Joining of Titanium Aluminides. *Materials*, 2014, no. 7, pp. 4930–4962.
25. Shapiro A., Rabinkin A. State of the art of titanium-based brazing filler metals. *Welding journal*, 2003, vol. 82, no. 10, pp. 36–43.
26. *TiNiNbZr high-temperature brazing filler metal for TiAl alloy, preparation method and brazing method thereof*: pat. CN 110605498A; appl. 14.05.19; publ. 24.12.19.
27. *Brazing filler metal for brazing titanium-containing material, preparation method and brazing method*: pat. CN 110666395A; appl. 21.10.19; publ. 10.01.20.

Информация об авторах

Афанасьев-Ходыкин Александр Николаевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Галушка Игорь Александрович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Свиридов Александр Владимирович, заместитель начальника НИО, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Наприенко Сергей Александрович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksander N. Afansiyev-Khodykin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Galushka, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander V. Sviridov, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey A. Naprienko, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 28.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 12.04.2024.

The article was submitted 28.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 12.04.2024.