

Научная статья

УДК 669.018.44:669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-16-25

СВАРИВАЕМОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В-1213

М.Д. Пантелеев¹, С.В. Бондаренко¹, К.В. Антипов¹, А.В. Свиридов¹

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

Аннотация. Изложены ретроспектива и возможные перспективы применения жаропрочного алюминиевого сплава В-1213 системы легирования Al–Cu–Mg. Обозначены общие проблемы свариваемости данного сплава. Проанализированы причины возникновения горячих трещин в сварных соединениях при различных видах сварки, детально рассмотрены подходы для их устранения. Исследована свариваемость жаропрочного алюминиевого сплава В-1213 с применением присадочной проволоки Sv-1217. Проведена оценка влияния сварочно-термического цикла на структуру и микротвердость материала.

Ключевые слова: жаропрочные алюминиевые сплавы, свариваемость, сварные соединения, горячие трещины, испытания жаропрочных алюминиевых сплавов, присадочная проволока

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Бондаренко С.В., Антипов К.В., Свиридов А.В. Свариваемость жаропрочного алюминиевого сплава В-1213 // Труды ВИАМ. 2025. № 1 (143). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-16-25.

Scientific article

WELDABILITY OF HEAT-RESISTANT ALUMINUM ALLOY V-1213

M.D. Panteleev¹, S.V. Bondarenko¹, K.V. Antipov¹, A.V. Sviridov¹

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 article presents a retrospective and possible prospects for the application of the heat-resistant aluminum alloy V-1213 of the Al–Cu–Mg alloying system. The general problems of weldability of this alloy are indicated. The causes of hot cracks in welded joints during various types of welding are analyzed, and approaches for their elimination are considered in detail. The weldability of heat-resistant aluminum alloy V-1213 with the use of filler wire Sv-1217 has been studied. The influence of the welding-thermal cycle on the structure and microhardness of the material has been evaluated.

Keywords: heat-resistant aluminum alloys, weldability, welded joints, hot cracking, testing of heat-resistant aluminum alloys, filler wire

For citation: Panteleev M.D., Bondarenko S.V., Antipov K.V., Sviridov A.V. Weldability of heat-resistant aluminum alloy V-1213. *Trudy VIAM*, 2025, no. 1 (143), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-16-25.

Введение

Для перспективных высокотехнологичных самолетов необходима непрерывная разработка новых прогрессивных материалов, которые соответствуют современным требованиям и достижениям науки и техники. Материалы, применяемые в авиационной отрасли должны обеспечивать специфичные и даже «взаимоисключающие» свойства – максимальную эксплуатационную надежность при минимальной массе. Поэтому необходимо постоянно развивать и исследовать материалы, основываясь на теоретических и практических знаниях. Так, благодаря низкой плотности, оптимальному комплексу необходимых эксплуатационных характеристик и технологичности основными конструкционными материалами для современной и перспективной авиационной техники остаются деформируемые сплавы на основе алюминия. В настоящее время непрерывно проводятся работы по совершенствованию их структуры, улучшению технологических и физико-механических свойств.

Сплавы системы Al–Cu–Mg широко применяются в авиационной технике: высокоресурсные – для обшивки фюзеляжа, низа крыла и элементов силового набора; жаропрочные – для зон, подвергаемых длительному эксплуатационному нагреву при повышенных температурах. Основным ресурсным сплавом, используемым для обшивки фюзеляжа и низа крыла, является серийный сплав 1163, наиболее распространенным сплавом с высокой жаропрочностью – серийный сплав АК4-1ч. Для повышения ресурсных и жаропрочных характеристик в сплавы, принадлежащие системе Al–Cu–Mg, вводят редкие и редкоземельные металлы (цирконий, скандий и др.). Известно, что введение серебра в качестве легирующего элемента в сплавы системы Al–Cu–Mg приводит к появлению Ω' -фазы при искусственном старении, что повышает жаропрочность, вязкость разрушения, прочностные свойства и другие характеристики.

При создании пассажирских сверхзвуковых самолетов большое значение придается их надежности и эффективности. Применение сплавов типа Д16, Д19, 1163, АК4 и АК4-1 относительно ограничено, поскольку в процессе сварки многие из этих сплавов образуют горячие трещины, что делает их ограниченно свариваемыми [1–10].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны новые сплавы, содержащие серебро в качестве легирующего элемента: В-1167 и В-1213 (аналогичные сплавам 1163 и АК4-1ч) [11, 12].

Расширение использования конструкционных жаропрочных сплавов системы Al–Cu–Mg в качестве материалов для сверхзвуковых самолетов требует большего изучения их свариваемости с применением методов сварки плавлением и сварки в твердой фазе [11–17]. Так, при проектировании планера таких самолетов особое внимание уделяется его весовой эффективности и жаропрочности. Предъявляемые повышенные требования к разрабатываемому летательному аппарату обусловлены рациональным выбором основного металла и технологий его соединения. Так, улучшение экономических показателей эксплуатации обеспечивается применением современных технологий сварки, что позволяет уменьшить трудоемкость изготовления конструкций, увеличить их ресурс, коэффициент использования металла и весовую эффективность [17–22].

Материалы и методы

В качестве образцов использовали листовые полуфабрикаты из жаропрочного алюминиевого сплава В-1213 толщиной 3 мм в состоянии полной термической обработки Т1. В качестве присадочных материалов выбраны проволоки марок Св-АМг6, Св-1177 и Св-1201 диаметром 1,6 мм. Перед началом процесса сварки поверхности заготовок подвергали химическому травлению.

Для оценки трещиностойкости по ГОСТ 26389–84 проводили испытания серии образцов стандартного размера (50×50 мм), сваренных поочередно автоматической аргоно-дуговой электрической сваркой, при дискретно варьируемой скорости растяжения. Критерий сравнения, который определяет склонность к образованию горячих трещин, – критическая скорость растяжения $V_{кр}$. Во время экспериментов постепенно увеличивали относительное перемещение сварочных кромок и, соответственно, скорость деформации, что приводило к образованию горячих трещин. По трем минимальным скоростям, после которых появлялись трещины, рассчитывали среднее арифметическое значение, что и считалось параметром $V_{кр}$. Оценку трещиностойкости проводили на образцах, выполненных с использованием присадочной проволоки и без нее.

Подготовку поверхностей перед сваркой трением с перемешиванием (СТП) осуществляли химическим травлением. Для СТП применяли инструмент с диаметром заплечика 10 мм, сварку проводили на подкладке из стали.

Автоматическую аргоно-дуговую электрическую сварку (ААрДЭС) осуществляли на комплексе дуговой сварки, оснащенный источником питания сварочной дуги, с максимальным током 450 А. Подготовку поверхностей перед сваркой осуществляли путем химического травления и шабрения кромок согласно ПИ 1.4.1555–2000 «Сварка дуговая алюминиевых и магниевых сплавов в среде инертных газов».

Для осуществления процесса лазерной сварки использовали специальный кондуктор с медной подкладкой с канавкой и отверстиями для подачи защитного газа. Аргон подавали локально через трубчатое сопло, что позволяло эффективно защитить зону сварки от воздействия окружающей среды и предотвратить окисление металла.

Лазерную сварку (ЛС) проводили на роботизированном комплексе лазерной гибридной сварки мощностью до 8 кВт. Технологические параметры процесса ЛС, такие как скорость сварки ($V_{св}$), мощность лазерного луча ($W_{л}$), скорость подачи присадочной проволоки ($V_{прис}$), положение фокального пятна и траектория перемещения, задавали в управляющей программе комплекса. Формирование проплава и усиления сварного шва при ЛС оценивали по ГОСТ EN 4678–2016.

При СТП отработывали следующие параметры: скорость вращения инструмента (ω) и скорость сварки ($V_{св}$). Угол наклона инструмента был фиксированным и составлял 2,5 градуса. Отработку режимов СТП проводили в зависимости от степени тепловложения в свариваемый металл, выраженной коэффициентом тепловложения K_T (об/мм), который равен отношению скорости вращения к скорости сварки.

Для проведения металлографического исследования изготовили поперечные микрошлифы, взятые от каждого образца. Травление проводили в реактиве Келлера по МР 21-31–85. Исследование макроструктуры образцов осуществляли на бинокулярном микроскопе, микроструктуры – на металлографическом оптическом микроскопе при увеличении $\times 50$. Далее определяли микротвердость сварных соединений, которую измеряли в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6705-1–2007. При проведении измерений применяли нагрузку на индентор, равную 9,8 Н (HV1).

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

Результаты и обсуждение

Бездефектное образование сварных соединений без применения присадочных материалов маловероятно, что подтвердилось проведенными испытаниями по ГОСТ 26389–84.

Применение присадочных материалов для повышения показателя свариваемости необходимо, так как критическая скорость растяжения при сварке без присадочной проволоки не превышает 0,6 мм/мин. Применение присадок марок Св-АМг6, Св-1177 и Св-1201 позволяет повысить значение показателя $V_{кр}$ до 1,9; 2,5 и 3,4 мм/мин соответственно. В связи с этим исследования механических характеристик проводили с присадками Св-1177 и Св-1201, так как они обеспечили более высокие значения $V_{кр}$.

Дальнейшую оценку свариваемости методами ААрДЭС, ЛС и СТП проводили при исследовании микроструктуры, микротвердости и механических характеристик сварных соединений, тем самым реализовав комплексный подход к оценке свариваемости сплава В-1213.

Проведено сравнительное металлографическое исследование трех сварных образцов, выполненных с использованием различных методов сварки: ААрДЭС, ЛС и СТП.

Внешний вид и макроструктура образцов приведены на рис. 1.

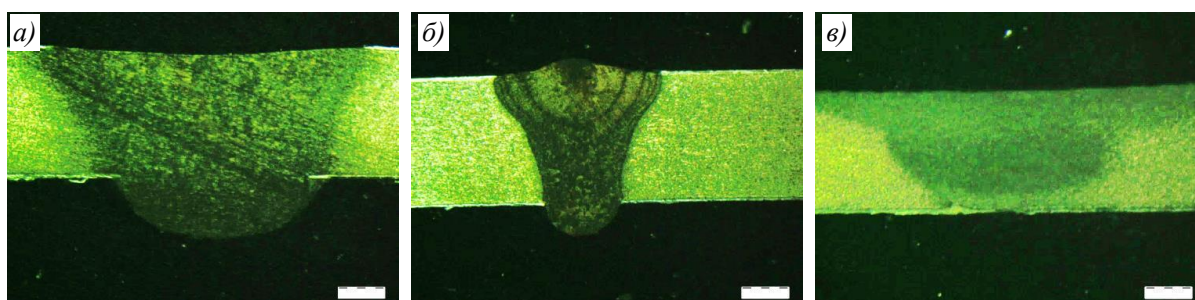


Рис. 1. Макроструктура сварных образцов, выполненных автоматической аргоно-дуговой электросваркой (а), лазерной сваркой (б) и сваркой трением с перемешиванием (в)

Микроструктура центральной части сварного шва образца, выполненного ААрДЭС, представляет собой полиэдрические зерна размером от 105 до 128 мкм и не носит дендритный характер. Отсутствие дендритов обусловлено небольшим влиянием градиента температур при данном виде сварки (рис. 2).

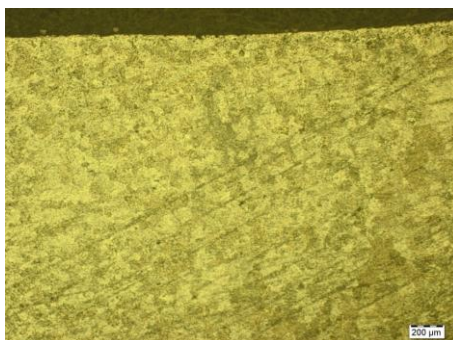


Рис. 2. Микроструктура ($\times 50$) сварного шва образца, выполненного методом аргоно-дуговой электросварки

Структура сварного шва со стороны линии сплавления представляет собой полиэдрические зерна, совпадающие по размеру с зерном в центральной части сварного шва. Микроструктура линии сплавления характеризуется мелким зерном размером от 10 до 62 мкм. Подобная структура возникает в результате наиболее высокой скорости кристаллизации. Ширина линии сплавления составляет ~ 300 мкм (рис. 3). В зоне

термического влияния (ЗТВ) наблюдается укрупнение размера зерна по сравнению с размером зерен в зоне линии сплавления. Величина зерен в ЗТВ составляет до 104 мкм и практически совпадает с размером зерен основного материала образца – от 95 до 100 мкм (рис. 4).

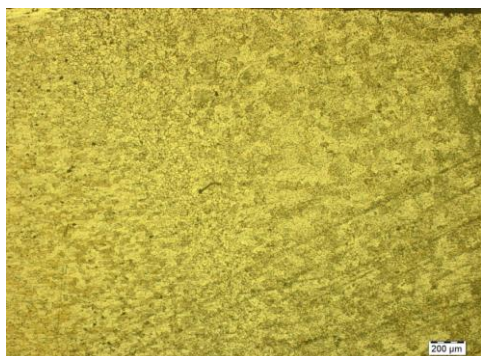


Рис. 3. Микроструктура ($\times 50$) зоны термического влияния образца, выполненного методом аргоно-дуговой электросварки



Рис. 4. Микроструктура ($\times 50$) основного материала

Макро- и микроструктура сварного шва образца, выполненного методом ЛС, характеризуется градиентным распределением дендритов и зерен, формирующих сварной шов (рис. 1, б и рис. 5). В поперечном сечении шлифа в верхней части шва наблюдаются «чешуйки» изотермы кристаллизации. По сечению сварного шва присутствуют четко выраженные изотермы кристаллизации, отражающие импульсный режим воздействия лазерного луча на структуру свариваемого материала.

В центральной верхней части сварного шва наблюдается укрупнение зерен до 209 мкм, что обусловлено более длительным воздействием повышенных температур в этой части сварного соединения. В периферийной части сварного шва от линии сплавления формируется дендритная структура с ориентацией в направлении кристаллизации, размер отдельных дендритов составляет от 110 до 156 мкм (рис. 5).

Линия сплавления характеризуется мелкозернистой структурой с размером зерен от 21 до 47 мкм. Формирование сверхмелкого зерна возникает по причине прерывистого (импульсного) воздействия лазерного луча, приводящего к дроблению зерен при вторичной рекристаллизации (рис. 6). В ЗТВ также наблюдается укрупнение зерна до 101 мкм, аналогичное тому, которое наблюдалось на предыдущем образце.

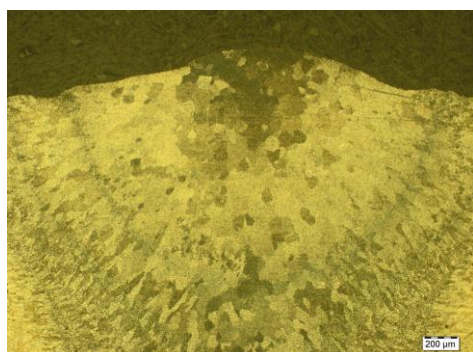


Рис. 5. Микроструктура ($\times 50$) сварного шва образца, выполненного методом лазерной сварки

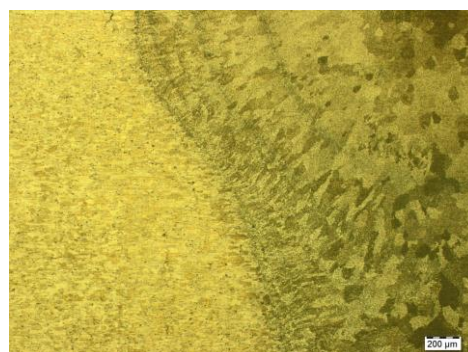


Рис. 6. Микроструктура ($\times 50$) зоны термического влияния и линии сплавления образца, выполненного методом лазерной сварки

Микроструктура зоны сварного шва образца, выполненного методом СТП, – равноосная мелкозернистая с размером зерен от 10 до 29 мкм, которые сформировались в результате термодиформационного воздействия сварочного инструмента и последующего процесса динамической рекристаллизации, протекающего в зоне сварного шва при СТП. В центре (ядре) сварного шва зерна ориентированы в направлении деформации (по круговым линиям), таким образом сформирована так называемая «луковичная» структура, обусловленная перемешивающим воздействием наконечника инструмента на материал (рис. 7).

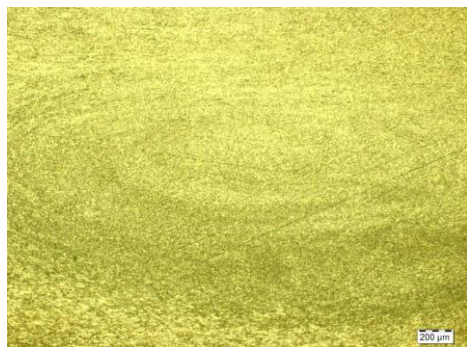


Рис. 7. Микроструктура ($\times 50$) центральной части сварного шва образца, выполненного сваркой трением с перемешиванием

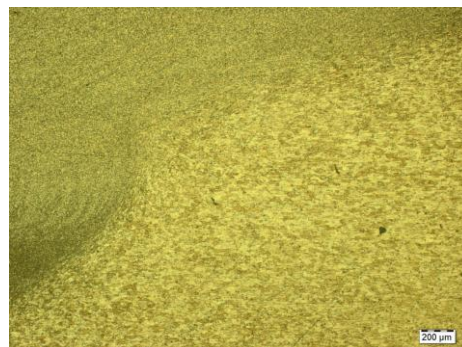


Рис. 8. Микроструктура ($\times 50$) зоны термического влияния и следов остаточной деформации образца, выполненного сваркой трением с перемешиванием

В периферийной части сварного шва наблюдается переход от «луковичной» части сварного шва к границе зоны перемешивания. В ЗТВ наблюдается измельчение зерна, а также присутствуют следы остаточной деформации, вызванной воздействием инструмента. При этом внешний вид следов остаточной деформации отражает направление действия сварочного инструмента – сонаправленное (рис. 7) и противоположное (рис. 8). Мелкозернистая структура – зона перехода от зоны перемешивания в основной материал образца.

Для оценки влияния сварочно-термического цикла на шлифах сварных соединений (выполненных ААрДЭС, ЛС и СТП) проводили замеры микротвердости и определили ее распределение. Измерения проводили по центральной линии (на середине толщины); нулевая точка находилась в центре шва, поэтому микротвердость имела симметричный характер распределения (рис. 9).

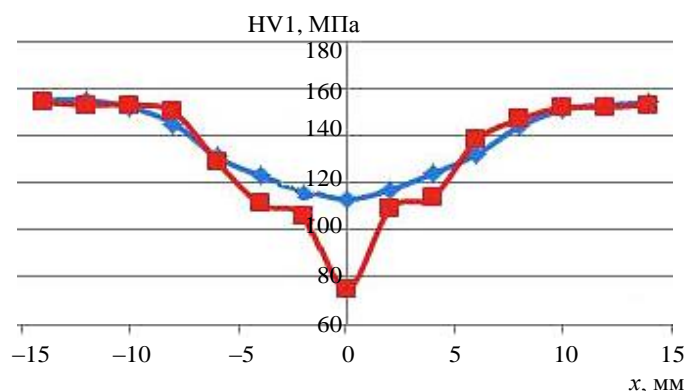


Рис. 9. Распределение микротвердости сварных соединений жаропрочного алюминиевого сплава В-1213, выполненных лазерной сваркой (■) и сваркой трением с перемешиванием (◆)

Установлено, что ширина ЗТВ сварных соединений сплава В-1213 составляет ~10 мм при воздействии СТП и ~8 мм при воздействии ЛС, что обусловлено более жестким термическим циклом при ЛС.

Уменьшение скорости сварки или увеличение сварочного тока приводит к образованию горячих трещин по зоне сплавления. По результатам проведенного рентгенографического контроля сварных соединений выбран режим, обеспечивающий отсутствие недопустимых дефектов.

Отработаны диапазоны параметров ЛС стыковых соединений, обеспечивающие при проведении визуального контроля отсутствие дефектов, характерных для этого вида сварки в случае полного проплавления свариваемых заготовок. При режиме ЛС сплава В-1213 с присадочной проволокой Св-1177 коэффициент разупрочнения равен 0,75 при уровне пластичности ~50 градусов. Применение присадочной проволоки Св-1201 позволяет не только повысить коэффициент разупрочнения с 0,75 до 0,81, но и пластичность до 54 градусов (см. таблицу).

Свойства образцов сварных соединений, выполненных ААрДЭС, ЛС и СТП, жаропрочного алюминиевого сплава В-1213 в поперечном направлении

Режим сварки	σ_b , МПа*	$\sigma_{b.св}/\sigma_b$	α , градус*
ААрДЭС (присадка Св-1177)	$\frac{300-325}{310}$	0,65	$\frac{66-78}{72}$
ААрДЭС (присадка Св-1201)	$\frac{290-380}{330}$	0,7	$\frac{66-90}{83}$
ЛС (присадка Св-1177)	$\frac{345-375}{355}$	0,75	$\frac{46-53}{50}$
ЛС (присадка Св-1201)	$\frac{340-470}{385}$	0,81	$\frac{51-57}{54}$
СТП с коэффициентом тепловложения $K_T = 3$ об/мм	$\frac{365-405}{380}$	0,80	$\frac{61-65}{63}$
СТП с коэффициентом тепловложения $K_T = 2,3$ об/мм	$\frac{375-385}{380}$	0,80	$\frac{62-66}{64}$

* В числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.

Выбраны режимы СТП сплава В-1213, обеспечивающие уровень прочности сварных соединений 0,8 от прочности основного металла на режимах с коэффициентом K_T от 2,3 до 3 об/мм при равном уровне пластичности.

Заключения

Жаропрочные алюминиевые сплавы используются во многих отраслях промышленности. Благодаря высоким уровням технологических и эксплуатационных свойств данные сплавы широко применяют в наукоемких производствах во всем мире. Свариваемость, как основной критерий технологичности, имеет ключевое значение для дальнейшего развития сфер их применения. Так, исследование свариваемости сплава В-1213 показало необходимость применения присадочных материалов. Критическая скорость растяжения при сварке без использования присадок для всех изученных сплавов имеет достаточно низкие значения (от 0,6 мм/мин), т. е. сплав В-1213 можно отнести к группе ограниченно свариваемых в связи с высокой склонностью к образованию горячих трещин. Применение присадочных проволок марок Св-АМг6 и Св-1177 позволяет повысить значение показателя $V_{кр}$ до 1,9 и 2,5 мм/мин соответственно. Наиболее высокое значение $V_{кр} = 3,4$ мм/мин достигается при применении присадочной проволоки марки Св-1201.

Для сплава В-1213 отработаны и выбраны режимы ААрДЭС, ЛС и СТП. Установлено, что при ААрДЭС наблюдается наиболее низкий уровень прочности сварных соединений ($\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,65-0,7$) и наиболее высокая пластичность (72–83 градуса), что обусловлено широкой зоной сварного шва с литой структурой и разупрочнением от интенсивного воздействия термического цикла сварки.

В сварном шве, выполненном СТП, отсутствует характерная для способов сварки плавлением литая зона, а формируется более однородная мелкозернистая равноосная структура, что в сочетании с низким тепловложением при СТП обуславливает высокие прочностные характеристики. Так, методы ЛС и СТП обеспечивают сопоставимые показатели прочности (до 0,81) и пластичности (до 64 градусов).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
2. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 24–29.
3. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Перспективные алюминиевые сплавы и технологии их соединения для изделий авиакосмической техники // Тез. докл. 2-й Междунар. конф. и выставки «Алюминий–21. Сварка и пайка». СПб.: Алусил-МВиТ, 2012. Ст. 08.
4. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение: учеб. пособие. СПб.: СПбПУ, 2012. Ч. 1. 155 с. URL: <https://elib.spbstu.ru/dl/2747.pdf/view> (дата обращения: 10.07.2024).
5. Антипов В.В., Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Изготовление и испытание сварных панелей фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов 1151 и В-1213 // Труды ВИАМ. 2023. № 5 (123). Ст. 03. URL: www.viam-works.ru (дата обращения: 10.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-33-42.
6. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
7. Чирков Е.Ф. Темп разупрочнения при нагревах – критерий оценки жаропрочности конструкционных сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Cu // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S2. С. 11–19.
8. Якушин Б.Ф., Макаров Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 487 с.
9. Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Живучесть сварных конструкций элементов фюзеляжа из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.07.24). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-25-35.
10. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Journal Material Science Engineering. 2005. Vol. 50. P. 1–78.
11. Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А. Особенности сварки жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 03. URL: <http://www.viamworks.ru>. (дата обращения: 10.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-28-38.
12. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.

13. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
14. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 157–167.
15. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 167–182.
16. Nikulin I., Kipelova A., Gazizov M. et al. Novel Al–Cu–Mg–Ag alloy for high temperature applications // 12-th ICAA. Yokohama, 2010. P. 2303–2308.
17. Телешов В.В., Андреев Д.А. Влияние химического состава на структуру, механические свойства и характеристики трещиностойкости прессованных сплавов системы Al–Cu–Mg–Ag–X_i в состоянии T1 // Технология легких сплавов. 2013. № 4. С. 20–29.
18. Григорьев М.В., Антипов В.В., Вахромов Р.О., Сенаторова О.Г., Овсянников Б.В. Структура и свойства слитков из сплава системы Al–Cu–Mg с микродобавками серебра // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 3. С. 3–6.
19. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2278179 Рос. Федерация; заявл. 21.12.04, опубл. 20.06.06.
20. De Geuser F., Bley F., Deschamps A. Early stage of Ω phase precipitation in Al–Cu–Mg–Ag observed in situ with and without applied stress by small angle X-ray scattering // 12-th ICAA. Yokohama, 2010. P. 475–480.
21. Wang S.B., Chen J.H., Yin M.J. et al. Double-atomic-wall-based dynamic precipitates of the early-stage S-phase in Al–Cu–Mg alloys // Acta Materialia. 2012. Vol. 60. No. 19. P. 6573–6580.

References

1. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports of the XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
2. Fridlyander I.N. Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 7, pp. 24–29.
3. Kablov E.N., Lukin V.I., Ospennikova O.G. Promising aluminum alloys and technologies for their joining for aerospace products. *Reports of the 2nd Int. Conf. and Exhibition «Aluminum–21. Welding and Soldering»*. St. Petersburg: Alusil-MViT, 2012, art. 08.
4. Shemetev G.F. *Aluminum alloys: compositions, properties, application*: textbook. St. Petersburg: SPbPU, 2012, part 1, 155 p. Available at: <https://elib.spbstu.ru/dl/2747.pdf/view> (accessed: July 10, 2024).
5. Antipov V.V., Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Heat-resistant aluminum alloys 1151 and B-1213 welded fuselage panels fabrication and testing. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-33-42.
6. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Modern aluminum and aluminum-lithium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-195-211.
7. Chirkov E.F. Weakening rate under heating is the evaluation criterion of heat resistance of Al–Cu–Mg and Al–Cu structural alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 5, pp. 11–19.
8. Yakushin B.F., Makarov E.L. *Theory of weldability of steels and alloys*. Moscow: Publ. house of MSTU im. N.E. Bauman, 2018, 487 p.
9. Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Aluminum-Lithium alloy V-1469 welded fuselage constructions survivability. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-25-35.
10. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Journal Material Science Engineering*, 2005, vol. 50, pp. 1–78.

11. Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A. Welding features of heatresistant aluminum alloys, alloy V-1213 and 1151. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-28-38.
12. Kablov E.N., Kuttyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
13. Kablov E.N. Aerospace Materials Science. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2008, no. 3, pp. 2–14.
14. Antipov V.V. Strategy of development of titanium, magnesium, beryllium and aluminum alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 157–167.
15. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko E.A., Vahromov R.O. Aluminum deformable alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 167–182.
16. Nikulin I., Kipelova A., Gazizov M. et al. Novel Al–Cu–Mg–Ag alloy for high temperature applications. *12-th ICAA*. Yokohama, 2010, pp. 2303–2308.
17. Teleshov V.V., Andreev D.A. Influence of chemical composition on the structure, mechanical properties and crack resistance characteristics of pressed alloys of the Al–Cu–Mg–Ag–X_i system in the T1 state. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 4, p. 20–29.
18. Grigorev M.V., Antipov V.V., Vakhromov R.O. et al. Structure and properties of ingots from Al–Cu–Mg system alloy with silver microadditives. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 3, pp. 3–6.
19. *An aluminum-based alloy and a product made from it*: pat. 2278179 Rus. Federation; appl. 21.12.04, publ. 20.06.06.
20. De Geuser F., Bley F., Deschamps A. Early stage of Ω phase precipitation in Al–Cu–Mg–Ag observed in situ with and without applied stress by small angle X-ray scattering. *12-th ICAA*. Yokohama, 2010, pp. 475–480.
21. Wang S.B., Chen J.H., Yin M.J. et al. Double-atomic-wall-based dynamic precipitates of the early-stage S-phase in Al–Cu–Mg alloys. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 19, pp. 6573–6580.

Информация об авторах

Пантелеев Михаил Дмитриевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бондаренко Сергей Валентинович, ведущий специалист, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Антипов Константин Валерьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Mikhail D. Panteleev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey V. Bondarenko, Leading Specialist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Konstantin V. Antipov, Head of Sector, 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

Статья поступила в редакцию 30.07.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.09.2024.
The article was submitted 30.07.2024; approved and accepted for publication after reviewing 24.09.2024.