

Научная статья

УДК 669.715:669.018.62

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ ПРЕССОВАННЫХ ПОЛОС ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469

И. Бенариев¹, М.Д. Пантелеев¹, М.С. Оглодков¹, С.В. Сбитнева¹, С.И. Пахомкин¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследования особенностей формирования микроструктуры и изменения механических свойств при термической обработке сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии и просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние термообработки на фазовые превращения и характер выделений в разных зонах сварного соединения. Показано, что термическая обработка сварных соединений (закалка + старение) позволяет значительно повысить уровень прочности материала.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, система Al–Cu–Li, электронно-лучевая сварка, термическая обработка, фазовые превращения, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия

Для цитирования: Бенариев И., Пантелеев М.Д., Оглодков М.С., Сбитнева С.В., Пахомкин С.И. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17.

Scientific article

THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS, PRODUCED BY ELECTRON BEAM WELDING OF EXTRUSIONS FROM ALUMINIUM-LITHIUM ALLOY V-1469

I. Benarieb¹, M.D. Panteleev¹, M.S. Oglokov¹, S.V. Sbitneva¹, S.I. Pakhomkin¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. This paper presents the results of the study of the features of microstructure formation and changes in mechanical properties after heat treatment of welded joints, obtained by electron beam welding of extrusions from high-strength alloy V-1469 of Al–Cu–Li system. Phase transformations and nature of precipitation in different zones of the welded joint depending on heat treatment were studied by differential scanning calorimetry, transmission electron microscopy and thermodynamic simulation. It has been shown that the heat treatment of welded joints (quenching + aging) significantly increases the level of strength of the material.

Keywords: aluminum-lithium alloys, Al–Cu–Li system, electron-beam welding, heat treatment, phase transformation, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry

For citation: Benarieb I., Panteleev M.D., Oglokov M.S., Sbitneva S.V., Pakhomkin S.I. The effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of joints, produced by electron beam welding of extrusions from aluminium-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17.

Введение

Высокопрочные алюминий-литиевые сплавы системы Al–Cu–Li являются одними из перспективных материалов для снижения массы конструкции современных летательных аппаратов [1–15]. В настоящее время наиболее подходящим методом для соединения деталей больших толщин (>10 мм) является электронно-лучевая сварка (ЭЛС), которая в отличие от многопроходной аргоно-дуговой сварки позволяет за один проход получить качественный сварной шов.

Авторами данной статьи в опубликованной ранее работе [16] представлены результаты проведенных исследований особенностей структурно-фазового состояния и механических свойств сварных соединений, полученных ЭЛС пресованных полос из свариваемого высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 системы Al–Cu–Li–(Ag) (без дополнительной термической обработки сварных соединений). Сварные соединения в исходном состоянии обладали невысоким уровнем прочности по сравнению с основным материалом ($\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,50–0,55$) вследствие разупрочнения под воздействием термического цикла сварки плавлением. Для повышения уровня механических свойств сварных конструкций из термически упрочняемых алюминий-литиевых сплавов необходимо проводить дополнительную упрочняющую термическую обработку (старение или закалка + старение) [17–26].

Современные алюминий-литиевые сплавы являются комплексно-легированными и характеризуются сложными структурными и фазовыми превращениями, зависящими от ряда факторов. На рис. 1 приведен схематический вид выделений различных фаз, образующихся в алюминий-литиевых сплавах третьего поколения [12].

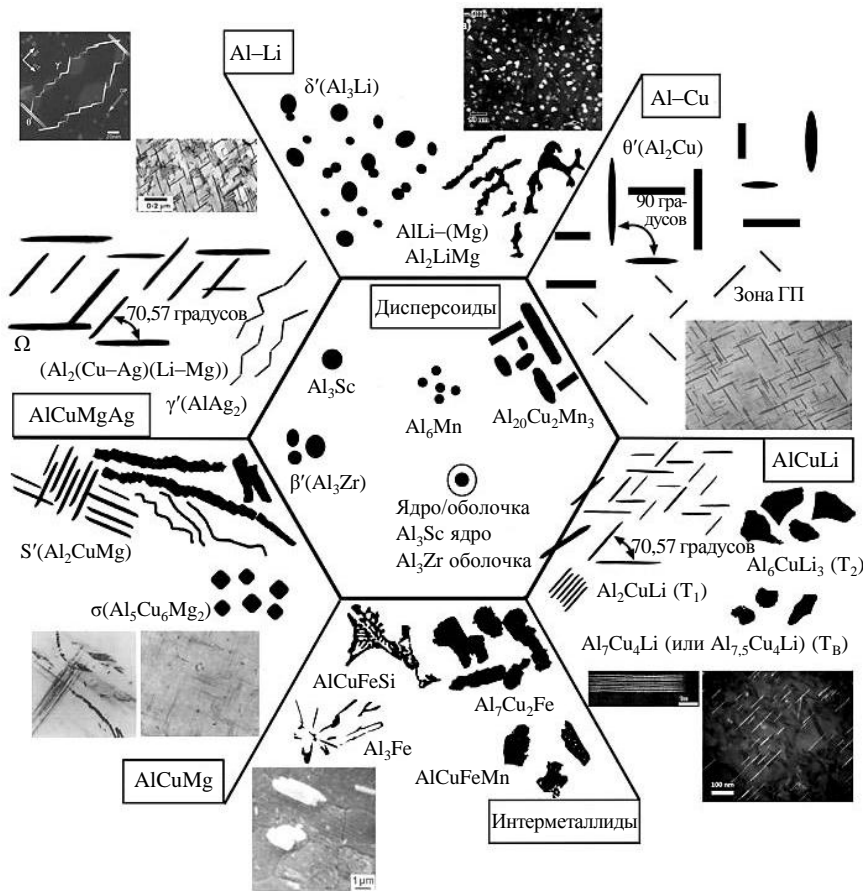


Рис. 1. Схематический вид выделений различных фаз, образующихся в алюминий-литиевых сплавах третьего поколения [12]

В настоящее время ряд металловедческих аспектов сварных соединений из сплавов системы Al–Cu–Li, особенно из сложнoleгированного сплава В-1469, изучен недостаточно [17–26]. В частности, актуальным остается установление закономерностей структурных изменений в различных зонах сварного соединения при термообработке, что представляет научный и практический интерес. Данная работа направлена на повышение уровня механических свойств сварных соединений из сплава В-1469, полученных ЭЛС, с помощью дополнительной термообработки.

Цель работы – исследование влияния термической обработки на изменение микроструктуры и механических свойств сварных соединений, полученных ЭЛС прессованных полос из сплава В-1469.

Материалы и методы

Материалом для исследований служили сварные соединения, выполненные ЭЛС прессованных полос толщиной 12 мм из сплава В-1469, в исходном состоянии и после дополнительной термической обработки. Исходным материалом являлись прессованные полосы толщиной 40 мм, изготовленные в промышленных условиях на металлургическом предприятии ОАО «КУМЗ». Химический состав материала, определенный методом спектрального анализа, соответствовал ОСТ 1 90048–90. Механические свойства полос (в продольном направлении) после закалки, правки растяжением и искусственного старения при температуре 160 °С: $\sigma_b \geq 640$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 610$ МПа, $\delta_5 \geq 8,0$ % (состояние Т1).

Сварку проводили в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на плоских заготовках толщиной 12 мм, вырезанных из исходной прессованной полосы. Подробно методика изготовления сварных соединений описана в работе [16]. В ходе отработки режимов ЭЛС установлено, что с увеличением скорости сварки появляется тенденция к образованию околошовных ликвационных трещин. В данной работе для исследований использованы сварные соединения, полученные при низкой скорости сварки ($V_{св} = 36$ м/ч), в которых ликвационные трещины отсутствуют.

Термической обработке подвергали готовые образцы для испытаний, изготовленные по ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 9454–78. Для одной части образцов проводили искусственное старение при температуре 160 °С, для другой – закалку в воде с температуры 530 °С, далее естественное старение в течение ≥ 7 сут или искусственное старение по серийному режиму при температуре 160 °С.

Структурные исследования сварных соединений проводили методами световой микроскопии, растровой электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Рентгеноспектральный микроанализ при растровой электронной микроскопии проводили с помощью приставки EDS. Температуру фазовых превращений определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при нагреве образцов со скоростью 20 °С/с. Образцы для ПЭМ и ДСК вырезали из разных зон сварного соединения: основного металла, зоны термического влияния (ЗТВ) и сварного шва.

Механические свойства при растяжении (σ_b) и ударную вязкость соединений с U-образным надрезом (КСУ) образцов сварных соединений при комнатной температуре определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 9454–78 соответственно.

Результаты и обсуждение

На рис. 2, а представлена микроструктура зоны сварного шва из сплава В-1469 в исходном состоянии. Сварной шов имеет мелкозернистую структуру с характерным

после литья дендритным строением. Размер зерен изменяется по высоте шва и составляет 20–100 мкм, размер дендритных ячеек: 5–10 мкм. Границы зерен и дендритов окаймлены прослойками неравновесной эвтектики (рис. 2, б). Согласно результатам термодинамического моделирования фазового состава при неравновесной кристаллизации с использованием специализированного программного обеспечения, эвтектика может включать следующие фазы с медью: $T_1(Al_2CuLi)$, $T_B(Al_7Cu_4Li)$, $S(Al_2CuMg)$, $\theta(Al_2Cu)$. Расчет также показал, что в сплаве в меньшем количестве могут присутствовать различные интерметаллидные фазы кристаллизационного происхождения: $\beta(Al_3Zr)$, Al_3Sc , $AlLiSi$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_7Cu_2Fe , $W(AlCuSc)$.

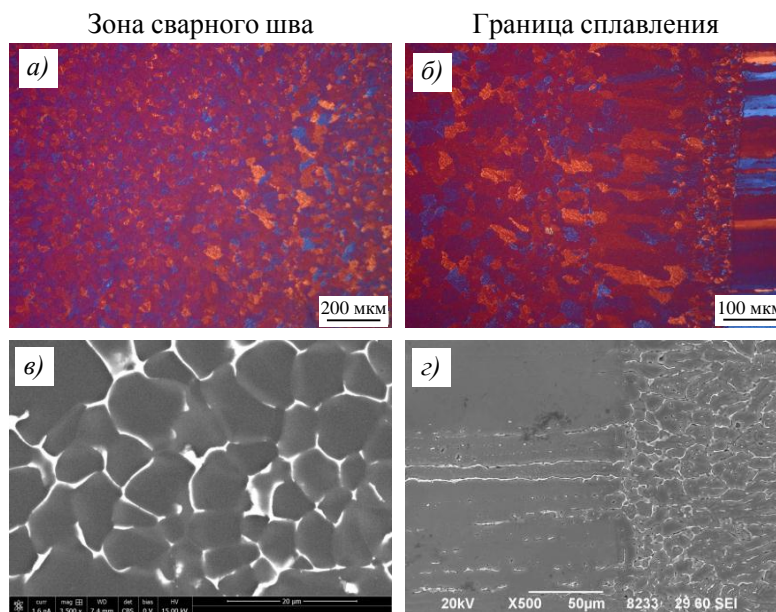


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии: а, б – световая микроскопия, поляризованный свет; в, г – растровая электронная микроскопия

Высокотемпературный нагрев (при закалке) не вызывает значительного изменения зеренной структуры в разных зонах сварного соединения (рис. 3, а, б), но выполняет функцию гомогенизации для литого металла сварного шва, способствуя практически полному растворению неравновесной эвтектики (рис. 3, в) и получению более однородной структуры. На границах зерен и дендритных ячеек в шве присутствуют разделенные друг от друга нерастворенные мелкие включения размером 0,5–2,0 мкм округлой формы (рис. 3, в). Согласно результатам рентгеноспектрального анализа, такие включения содержат Cu и малорастворимые переходные металлы (Fe, Sc, Mn), что свидетельствует об их принадлежности к фазам $W(AlCuSc)$, Al_7Cu_2Fe , $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис. 1) [27].

В зоне основного металла в исходном состоянии по границам волокон дискретно располагаются крупные интерметаллидные включения, содержащие Cu и Fe (рис. 2, г). В околошовной зоне помимо этих включений имеются непрерывные продолжительные строчки (прослойки) выделений, которые образовались под действием термического цикла сварки в результате коагуляции или кристаллизации после частичного оплавления. После высокотемпературного нагрева (при закалке) сварного соединения эти прослойки частично растворяются (рис. 3, г) и переходят в цепочку отдельных частиц округлой формы, содержащих преимущественно Cu, а также Sc, Fe, Mn (рис. 4), аналогично выделениям в сварном шве (рис. 3, в).

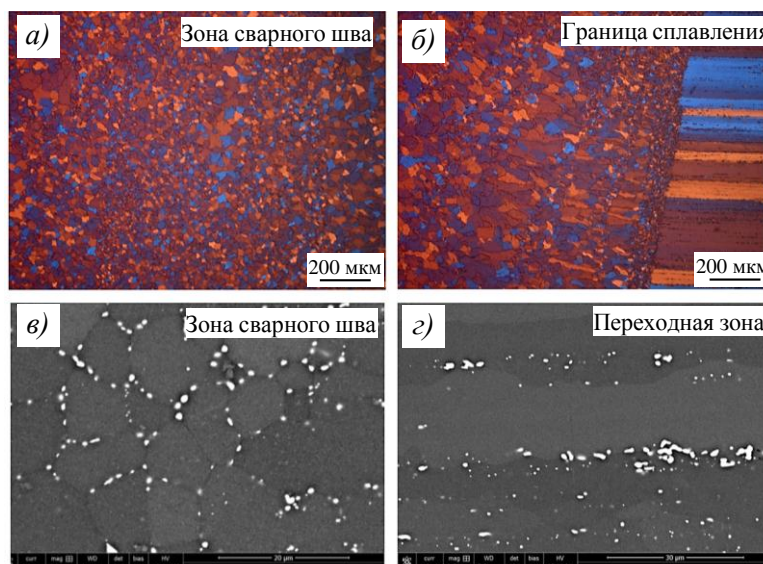


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, после высокотемпературного нагрева (при закалке): а, б – световая микроскопия, поляризованный свет; в, г – растровая электронная микроскопия

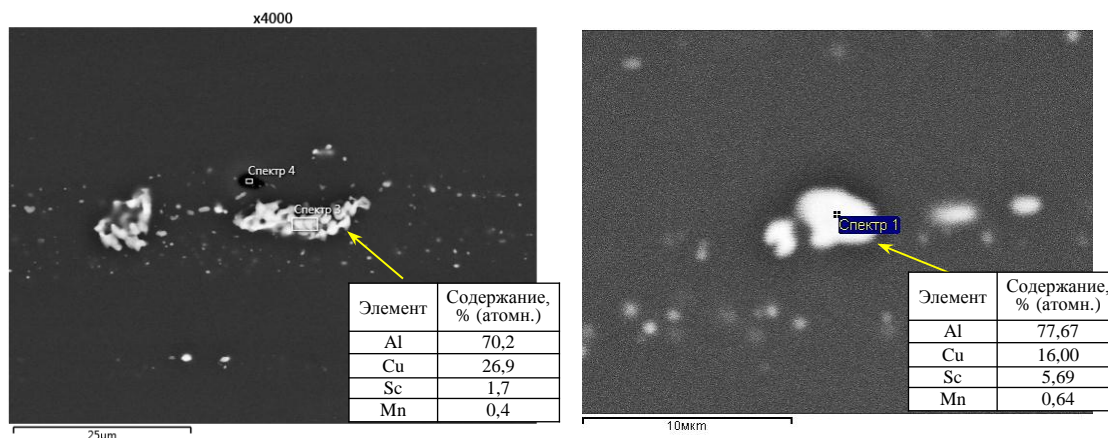


Рис. 4. Частицы интерметаллидных фаз в околошовной зоне после высокотемпературного нагрева и закалки (растровая электронная микроскопия)

Для оценки влияния дополнительной термической обработки (закалка + искусственное старение) сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, на изменение микроструктуры в различных зонах проведены электронно-микроскопические исследования (ПЭМ) с применением светлопольных и темнопольных методик (рис. 5–7).

Структура зоны основного металла является типичной для полуфабрикатов из сплава типа В-1469 в закаленном и искусственно состаренном состояниях [3, 4, 28–34]. Наблюдаются субзеренная структура (рис. 5, а) и равномерно распределенные в матрице вторичные мелкодисперсные частицы упрочняющей $T_1(\Omega')$ -фазы пластинчатой формы размером 160×15 нм, выделяющиеся в большей степени гомогенно внутри субзерен и в меньшей степени – гетерогенно на границах субзерен (рис. 5, б). В объеме субзерен также присутствуют частицы $\theta'(Al_2Cu)$ -фазы размером 120×15 нм в гораздо меньшем количестве по сравнению с Ω' -фазой. Кроме того, обнаружены равномерно распределенные в матрице мелкие дисперсоиды β' -фазы $Al_3(Zr, Sc)$ со структурой $L1_2$ [35], имеющие сферическую форму и размер до 40 нм (рис. 5, в). Следует отметить, что частицы

θ' -фазы неравномерно выделяются по объему зерна и частично образуются гетерогенно на дисперсоидах β' -фазы.

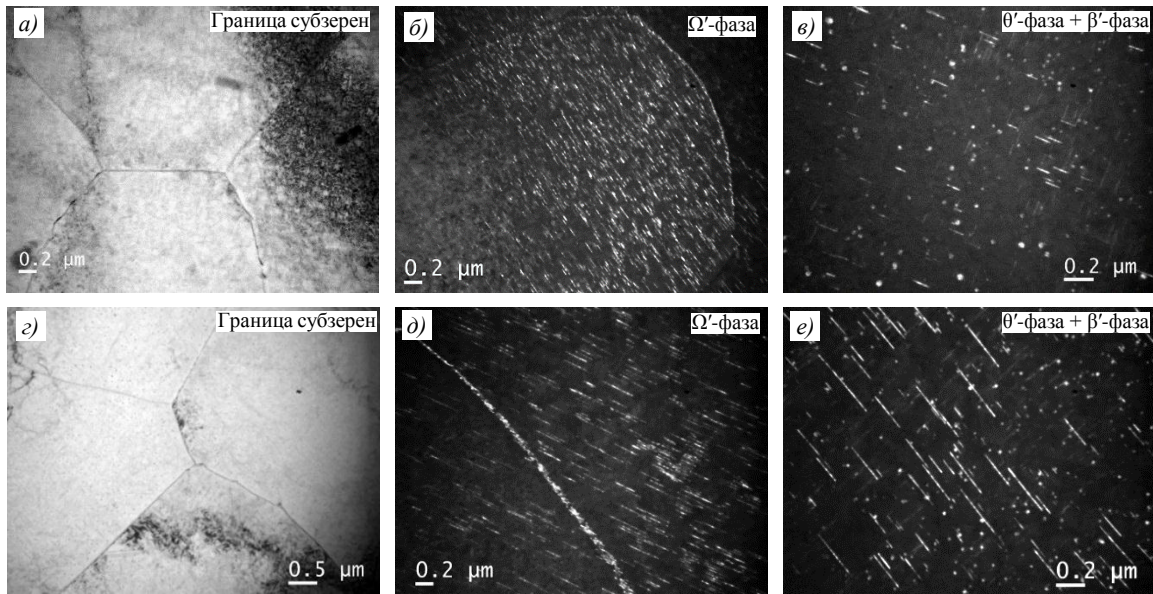


Рис. 5. Структура зоны основного металла сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (а–в) и после дополнительной термической обработки (z–e) (просвечивающая электронная микроскопия)

После дополнительной термической обработки (закалка + искусственное старение) в зоне основного металла сохраняется преимущественно субзеренная структура, фазовый состав аналогичен исходному состоянию (рис. 5, z). Можно отметить меньшую плотность и больший размер пластин Ω' - и θ' -фаз по сравнению с исходным состоянием. Субграницы также декорированы частицами Ω' -фазы, однако в отличие от исходного состояния повышается их количество (рис. 5, d). Морфология выделений частиц β' -фазы после высокотемпературного нагрева практически не изменяется благодаря их высокой термической стабильности (рис. 5, e).

Пластическая деформация сплава В-1469 после закалки значительно повышает объемную долю и дисперсность выделений Ω' -фазы при последующем искусственном старении. Это обусловлено созданием повышенной плотности дислокаций, на которых данная фаза имеет большую склонность к гетерогенному зарождению при старении [3, 4]. Таким образом, изменение характера выделений Ω' -фазы в зоне основного металла сварного соединения в первую очередь вызвано снятием положительного эффекта, полученного при правке растяжением исходного полуфабриката, т. е. уменьшением плотности дислокаций в сплаве в результате повторной закалки.

Структура ЗТВ сварного соединения в исходном состоянии частично рекристаллизованная (рис. 6, a). В отличие от основного металла в ЗТВ Ω' -фаза присутствует в меньшем количестве (рис. 6, б), а θ' -фаза практически отсутствует (рис. 6, в), что обусловлено растворением этих фаз при высокотемпературном нагреве в процессе сварки. По-видимому, Ω' -фаза сохранилась в большем количестве по сравнению с θ' -фазой ввиду большей термической стабильности. Кроме того, в отличие от зоны основного металла на границах зерен наблюдается зона, свободная от выделений, шириной 25 нм. Характер выделения упрочняющих частиц в ЗТВ после дополнительной термической обработки сварного соединения (рис. 6, z–e) такой же, как в основном металле в том же состоянии (рис. 5, z–e).

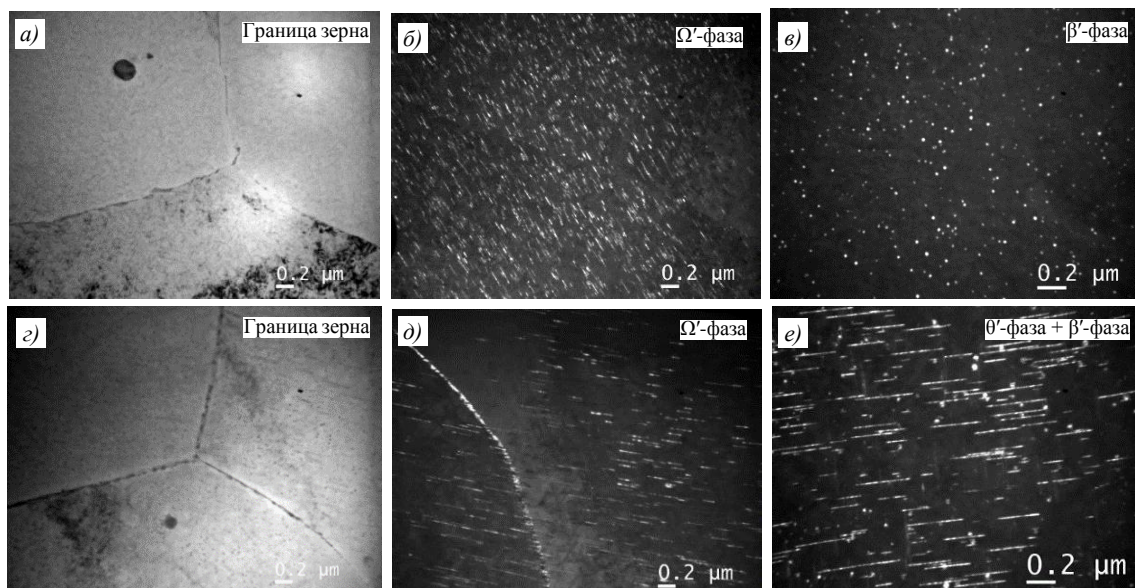


Рис. 6. Структура зоны термического влияния сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (а–в) и после дополнительной термической обработки (г–е) (просвечивающая электронная микроскопия)

Структура зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, характерна для литого состояния, внутри зерен практически отсутствуют вторичные частицы (рис. 7, а). Наблюдается развитая дислокационная структура (рис. 7, а–в), что обусловлено высокими термическими напряжениями при сварке.

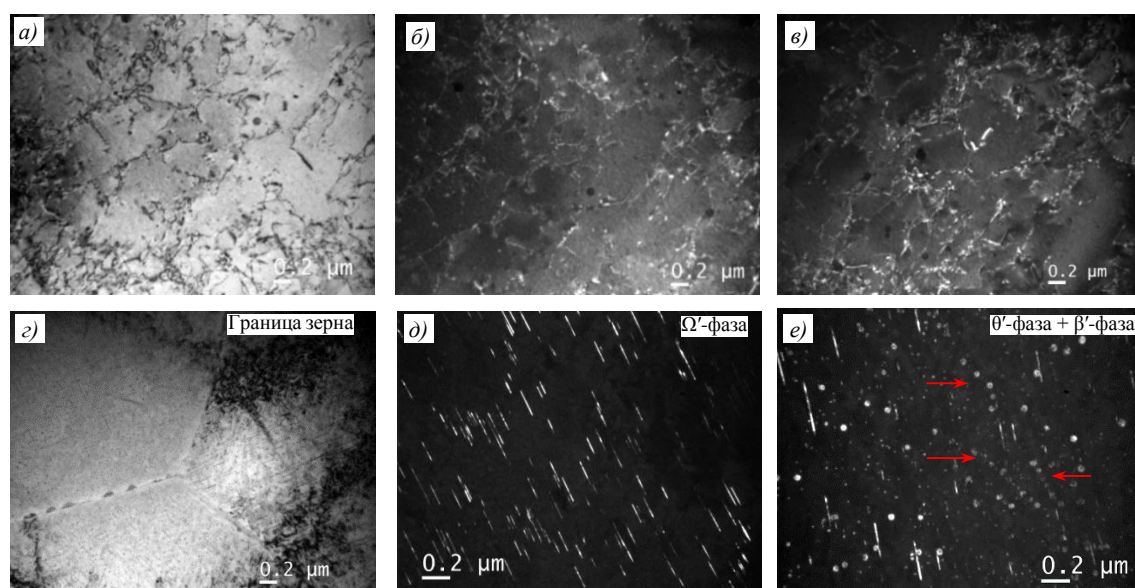


Рис. 7. Структура зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (а–в) и после дополнительной термической обработки (г–е) (просвечивающая электронная микроскопия)

Дополнительная термическая обработка (закалка + искусственное старение) сварного шва приводит к снижению плотности дислокационных скоплений и значительному растворению эвтектики, при этом на границах зерен остаются мелкие нерасстворившиеся включения (рис. 7, е). В объеме зерен металла шва после термообработки появляются упрочняющие частицы Ω' - и θ' -фаз (рис. 7, г–е), а вдоль границ имеются

зоны, свободные от выделений, шириной 30 нм. Следует отметить относительно низкую плотность, большой размер и неравномерность распределения выделений в отличие от основного металла и ЗТВ. Основной причиной этого является меньшее количество потенциальных мест для гетерогенного зарождения в структуре литого металла шва.

Кроме того, высокотемпературный нагрев (при закалке) сварного шва обеспечил выделение мелких дисперсидов β' -фазы сферической формы размером до 50 нм, располагающихся в объеме зерен хаотически или рядами из глобулей (рис. 7, е, рис. 8). Образование данных дисперсидов обусловлено распадом твердого раствора, пересыщенного Zr и Sc в результате неравновесной кристаллизации металла шва [35]. Следует отметить, что дисперсиды β' -фазы в сварном шве более крупные по сравнению с аналогичными включениями в зоне основного металла и ЗТВ, что вызвано высокой температурой нагрева (530 °C) перед закалкой сварного соединения. В микроструктуре сварного шва после термической обработки θ' -фаза выделяется как гомогенно внутри зерен, так и гетерогенно на поверхности дисперсидов β' -фазы (рис. 8).

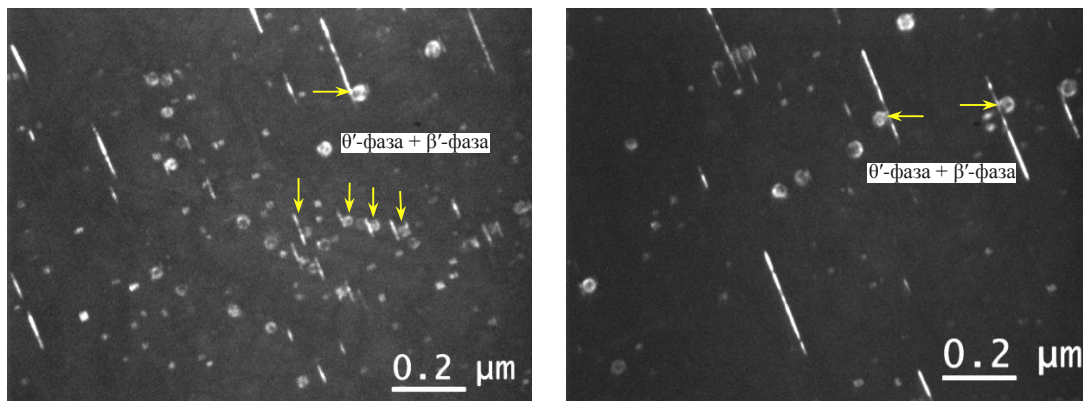


Рис. 8. Электронно-микроскопические изображения структуры зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, после термической обработки, иллюстрирующие характер выделения частиц β' - и θ' -фаз

Дополнительно провели термический анализ образцов, которые отбирали из разных зон сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, в исходном состоянии и после дополнительной термической обработки. На рис. 9 представлены кривые ДСК при нагреве и предполагаемая интерпретация пиков фазовых превращений с учетом данных работы [36].

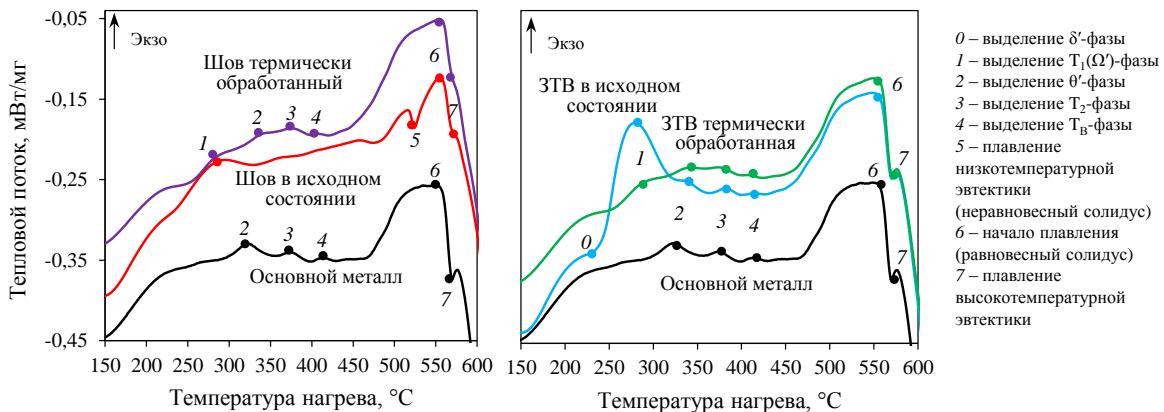


Рис. 9. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве образцов разных зон сварного соединения, выполненного электронно-лучевой сваркой прессованных полос из сплава В-1469, и интерпретация пиков фазовых превращений (ЗТВ – зона термического влияния)

Анализ кривых ДСК показал, что последовательность фазовых превращений при нагреве закаленного и искусственно состаренного материала является типичной для сплава В-1469 для всех зон сварного соединения [36]. На кривой ДСК сварного шва в исходном состоянии наблюдается эндотермический пик 5 ($T_p = 525$ °С), свидетельствующий о плавлении неравновесной эвтектики, сформированной при кристаллизации сварного шва. После термической обработки сварного шва пик 5 отсутствует, так как эвтектика растворилась во время предшествующей термообработки.

Примечательно, что на кривых ДСК сварного шва эндотермический пик 7 ($T_p = 568$ °С) практически отсутствует в отличие от кривых ДСК основного металла и ЗТВ. Предположительно, пик 7 соответствует растворению интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения, количество которых зависит от скорости кристаллизации. По-видимому, в быстро кристаллизующемся сварном шве эти интерметаллиды образовались в меньшем количестве по сравнению со слитками, которые использованы для изготовления прессованных полос.

На кривых ДСК термически обработанных сварного шва и ЗТВ в отличие от основного металла выявлено наличие экзотермического пика 1, характеризующего выделение Ω' -фазы. Это вызвано тем, что в условиях отсутствия пластической деформации перед старением изменяется кинетика распада твердого раствора. Для ЗТВ в исходном состоянии характерно значительное выделение метастабильных фаз, что объясняется пересыщением твердого раствора вследствие высокотемпературного нагрева и быстрого охлаждения при сварке.

На рис. 10 представлены результаты определения механических свойств сварных соединений из сплава В-1469, выполненных ЭЛС, в исходном состоянии и после разных вариантов термической обработки. Сварные соединения в исходном состоянии характеризуются следующим уровнем механических свойств: $\sigma_{в.св} = 305$ МПа, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,5$, $KCU_{шов} = 180$ кДж/м². Искусственное старение позволяет незначительно (на ~5 %) повысить предел прочности материала. Закалка и последующее естественное старение сварного соединения обеспечивает значительное повышение уровня механических характеристик: предел прочности увеличивается на ~40 % ($\sigma_{в.св} \geq 440$ МПа, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,7$), а ударная вязкость – на ~80 % ($KCU_{шов} \geq 330$ кДж/м²). Полная упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и искусственное старение, значительно повышает (на 55 %) прочностные характеристики сварного соединения до уровня высокопрочного материала ($\sigma_{в.св} \geq 510$ МПа, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,8$), однако это сопровождается снижением (на 35 %) ударной вязкости сварных швов.

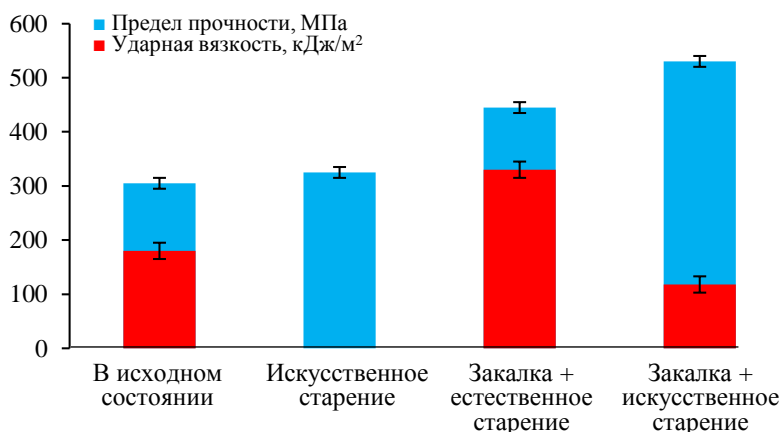


Рис. 10. Механические свойства сварных соединений из сплава В-1469, выполненных электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии и после разных вариантов термической обработки

Полученные значения механических свойств обусловлены особенностями структуры сварных соединений из сплава В-1469, на которые влияет термическая обработка.

Относительно низкая прочность сварного соединения в исходном состоянии вызвана тем, что металл сварного шва находится в литом (неупрочненном) состоянии. Ударная вязкость сварного соединения в исходном состоянии имеет высокий уровень, но ограничивается остаточными внутренними напряжениями после сварки и наличием крупных включений интерметаллидов эвтектического происхождения на границах дендритов и зерен, что оказывает охрупчивающее действие на материал.

Высокотемпературный нагрев (при закалке) сварного соединения выполняет функцию гомогенизации: снижает внутренние напряжения в сварном шве, способствует получению однородной структуры, растворяя охрупчивающие эвтектические выделения и устраняя дендритную ликвацию, что в результате значительно повышает пластичность и ударную вязкость (в ~2 раза) материала в закаленном и естественно состаренном состоянии. После закалки обеспечивается высокий уровень прочности за счет большого вклада от дисперсионного твердения в естественно состаренном состоянии – за счет δ' - и θ' -фаз, а в искусственно состаренном состоянии – Ω' -фазы. В то же время закалка и искусственное старение сварных соединений приводят к значительному снижению ударной вязкости шва, что вызвано общим снижением пластичности, в частности, за счет выделений множественных пластинчатых вторичных частиц при старении, в том числе на границах субзерен.

Заключения

Исследовано влияние термической обработки на структуру и механические свойства сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой пресованных полос из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 системы Al–Cu–Li.

Установлено, что закалка и последующее старение сварного соединения обеспечивают достижение высокого уровня механических характеристик:

– в закаленном и естественно состаренном состоянии $\sigma_{в.св} \geq 440$ МПа, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,7$, $KCU_{шов} \geq 330$ кДж/м²;

– в закаленном и искусственно состаренном состоянии $\sigma_{в.св} \geq 510$ МПа, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,8$, $KCU_{шов} \geq 115$ кДж/м².

Таким образом, закалка и естественное старение обеспечивают сочетание высоких значений прочности и ударной вязкости материала. Уровень механических свойств определяется особенностями структуры сварных соединений, которые зависят от термической обработки.

Методами электронной микроскопии и ДСК показано, что высокотемпературный нагрев (при закалке) выполняет функцию гомогенизации, обеспечивая практически полное растворение охрупчивающих легкоплавких фаз кристаллизационного происхождения на границах зерен в сварном шве и границах волокон в околошовной зоне, а также формирование в этих участках цепочек отдельных частиц округлой формы, содержащих Cu, Sc, Fe, Mn.

Методом ПЭМ установлено, что полная термическая обработка (закалка + искусственное старение) сварного соединения снижает плотность распределения и дисперсность упрочняющих частиц $T_1(\Omega')$ - и θ' -фаз в разных зонах по сравнению с основным металлом в исходном состоянии, что обусловлено снижением количества дислокаций, служащих местами для потенциального зарождения этих выделений, в результате повторной закалки. Высокотемпературный нагрев (при закалке) не приводит к растворению имеющихся дисперсоидов фазы $Al_3(Zr, Sc)$ в основном металле и зоне термического влияния, но обеспечивает их выделение в сварном шве.

Проведенные исследования позволили заключить, что для снижения вероятности пережога целесообразно опробование ступенчатого нагрева под закалку (аналогично гомогенизации) сварных соединений. Первая (низкотемпературная) ступень будет служить для растворения легкоплавких фаз кристаллизационного происхождения, а вторая (высокотемпературная) – соответствовать температуре закалки. Предположительно, первая ступень нагрева за счет низкой температуры позволит получить в металле сварного шва благоприятное выделение упрочняющих частиц фазы $Al_3(Zr, Sc)$ с меньшими размерами и повышенной плотностью распределения в матрице. Эти выделения должны будут сохраниться в том же виде на второй ступени нагрева благодаря высокой термической стабильности.

Кроме того, повышения уровня прочности сварного соединения ($\sigma_{в.св}/\sigma_{в} > 0,9$) можно достичь путем наложения на материал дополнительной пластической деформации (например, правки растяжением) после закалки, что обеспечит увеличение количества дислокаций во всех зонах сварного соединения и, соответственно, вклада дисперсионного упрочнения за счет повышенной плотности, а также дисперсности упрочняющих частиц Ω' -фазы, образующихся при последующем искусственном старении.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионноустойчивые свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» и комплексной научной проблемы 10.8. «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность специалисту НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Е.В. Филоновой за большой вклад в проведение исследований методом РЭМ.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8 (884). С. 86–91.
2. 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.
3. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А. Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2019. 367 с.
4. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
5. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. Киев: Академперіодика, 2003. 567 с.
6. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, материаловедение. М.: Наука, 2014. 296 с.
7. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И. Сплавы систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li: фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств (обзор) // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 10–26.
8. Елагин В.И., Захаров В.В. Современные Al–Li-сплавы и перспективы их развития // Технология легких сплавов. 2013. № 4. С. 17–23.

9. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
10. Антипов К.В., Оглодкова Ю.С., Курьинцев С.В., Сафиуллин Э.И. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства листов из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.
11. Prasad N.E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. Aluminium-lithium alloys: processing, properties, and applications. Amsterdam: Elsevier, 2014. 652 p.
12. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium lithium alloys // Fundamentals of aluminium metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018. P. 387–438. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4.
13. Starke (Jr.) E.A. Historical development and present status of aluminium-lithium alloys // Aluminium-lithium alloys. Processing, properties and applications. Amsterdam: Elsevier, 2014. P. 3–26.
14. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al–Li Base Products for Aerospace and Space Applications // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. No. 9. P. 25–37.
15. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариев И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
16. Бенариев И., Романенко В.А., Пантелеев М.Д., Оглодков М.С., Овчинников В.В., Филонова Е.В. Особенности структуры и механические свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2024. № 4 (134). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
17. Malikov A., Orishich A., Golishev A.A., Karpov E. Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment // Journal of Manufacturing Processes. 2019. Vol. 41. P. 101–110.
18. Malikov A., Karpov E., Kuper K., Shmakov A. Influence of Quenching and Subsequent Artificial Aging on Tensile Strength of Laser-Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy // Metals. 2023. Vol. 13. No. 8. P. 1393.
19. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I. et al. Effect of the Structure and the Phase Composition on the Mechanical Properties of Al–Cu–Li Alloy Laser Welds // Material Science and Engineering A. 2021. Vol. 809. P. 140947.
20. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A. Study of the Structure and Phase Composition of Laser Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy under Different Heat Treatment Conditions // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 104. P. 4313–4324.
21. Malikov A., Orishich A., Bulina N. et al. Effect of Post Heat Treatment on the Phase Composition and Strength of Laser Welded Joints of an Al–Mg–Li Alloy // Materials Science and Engineering A. 2019. Vol. 765. P. 138302.
22. Malikov A., Vitoshkin I., Filippova A., Kuper K. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure, phase composition and mechanical properties of dissimilar Al–Mg–Li/Al–Cu–Li laser welded joints // Optics & Laser Technology. 2024. Vol. 173. P. 110534.
23. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов А.А., Клочков Г.Г., Скупов А.А. Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
24. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Клочков Г.Г. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.
25. Маликов А.Г., Оришич А.М. Получение высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // Фотоника. 2019. Т. 13. № 4. С. 356–366.

26. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
27. Jia M., Zheng Z., Gong Z. Microstructure evolution of the 1469 Al–Cu–Li–Sc alloy during homogenization // Journal of alloys and compounds. 2014. Vol. 614. P. 131–139.
28. Nayan N., Murty Narayana S.V.S., Sharma S.C., Sreekumar K. Optimization of homogenization parameters of Al–Cu–Li alloy cast ingots using calorimetry and metallographic techniques // Materials Science Forum. 2012. Vol. 710. P. 557–562.
29. Истомин-Кастровский В.В., Шамрай В.Ф., Грушко О.Е. и др. Влияние добавок серебра, магния, циркония на старение сплава В-1469 системы Al–Cu–Li // Металлы. 2010. № 5. С. 73–78.
30. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В. и др. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 7–17.
31. Examilioti T., Li W., Kashaev L. et al. On anisotropic tensile mechanical behavior of Al–Cu–Li AA2198 alloy under different ageing conditions // Journal of materials research and technology. 2023. Vol. 24. P. 895–908.
32. Lequeu Ph., Smith K.P., Danielou A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate // Journal of Materials Engineering and Performance. 2010. Vol. 19 (6). P. 841–847.
33. Yang Q., Lei L., Fan X. et al. Microstructure evolution and processing map of Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy // Materials Chemistry and Physics. 2020. Vol. 254. P. 123256.
34. Jiang N., Xiang G., Zi-qiao Z. Microstructure evolution of aluminum-lithium alloy 2195 undergoing commercial production // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2010. Vol. 20. P. 740–745.
35. Антипов В.В., Ткаченко Е.А., Зайцев Д.В., Селиванов А.А., Овсянников Б.В. Влияние режимов гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.02.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
36. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Фокин А.С. Влияние скорости нагревания при исследовании фазовых превращений в алюминиевых сплавах методом ДСК // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 2. С. 3–6.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu. New generation aluminum-lithium alloys and layered aluminum-fiberglass plastics based on them. *Tsvetnye metally*, 2016, no. 8 (884), pp. 86–91.
2. 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.
3. Kolobnev N.I., Khokhlatova L.B., Lukina E.A. *Trends in the development of aluminum-lithium alloys and technologies for their processing*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2019, 367 p.
4. Fridlyander I.N., Chuistov K.V., Berezina A.L., Kolobnev N.I. *Aluminum-lithium alloys. Structure and properties*. Kyiv: Naukova Dumka, 1992, 192 p.
5. Chuistov K.V. *Aging of metal alloys*. Kyiv: Akadempriodika, 2003, 567 p.
6. Grushko O.E., Ovsyannikov B.V., Ovchinnikov V.V. *Aluminum-lithium alloys: metallurgy, welding, metal science*. Moscow: Nauka, 2014, 296 p.
7. Betsofen S.Ya., Antipov V.V., Knyazev M.I. Alloys of the Al–Cu–Li and Al–Mg–Li systems: phase composition, texture and anisotropy of mechanical properties (review). *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2015, no. 11, pp. 10–26.
8. Elagin V.I., Zakharov V.V. Modern Al–Li alloys and prospects for their development. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 4, pp. 17–23.

9. Shchetinina N.D., Rudchenko A.S., Selivanov A.A. The approaches that are used for developed of optimal strain modes of aluminum-lithium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
10. Antipov K.V., Oglodkova Yu.S., Kuryntsev S.V., Safiullin E.I. Investigation of the influence of heat treatment modes on the structure and properties of sheets of aluminum-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.
11. Prasad N.E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. *Aluminium-lithium alloys: processing, properties, and applications*. Amsterdam: Elsevier, 2014, 652 p.
12. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium lithium alloys. *Fundamentals of aluminium metallurgy*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018, pp. 387–438. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4.
13. Starke (Jr.) E.A. Historical development and presentstatus of aluminium-lithium alloys. *Aluminium-lithium alloys. Processing, properties and applications*. Amsterdam: Elsevier, 2014, pp. 3–26.
14. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al–Li Base Products for Aerospace and Space Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, no. 9, pp. 25–37.
15. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
16. Benarieb I., Romanenko V.A., Panteleev M.D., Oglodkov M.S., Ovchinnikov V.V., Philonova E.V. Structural features and mechanical properties of joints, produced by electron beam welding of strip extrusions from aluminum-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2024, no. 4 (134), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 30, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
17. Malikov A., Orishich A., Golishev A.A., Karpov E. Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 41, pp. 101–110.
18. Malikov A., Karpov E., Kuper K., Shmakov A. Influence of Quenching and Subsequent Artificial Aging on Tensile Strength of Laser-Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 8, p. 1393.
19. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I. et al. Effect of the Structure and the Phase Composition on the Mechanical Properties of Al–Cu–Li Alloy Laser Welds. *Material Science and Engineering A*, 2021, vol. 809, p. 140947.
20. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A. Study of the Structure and Phase Composition of Laser Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy under Different Heat Treatment Conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 104, pp. 4313–4324.
21. Malikov A., Orishich A., Bulina N. et al. Effect of Post Heat Treatment on the Phase Composition and Strength of Laser Welded Joints of an Al–Mg–Li Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 765, p. 138302.
22. Malikov A., Vitoshkin I., Filippova A., Kuper K. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure, phase composition and mechanical properties of dissimilar Al–Mg–Li/Al–Cu–Li laser welded joints. *Optics & Laser Technology*, 2024, vol. 173, p. 110534.
23. Fomin V.M., Malikov A.G., Orishich A.M., Antipov V.V., Klochkov G.G., Skupov A.A. Heat treatment effect on structure of joint weld sheets from V-1469 alloy of Al–Cu–Li system manufactured by laser welding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
24. Bulina N.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Klochkov G.G. Research of the structural-phase composition of laser weld joint depending on the thermal processing of the aluminum alloy V-1469. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.

25. Malikov A.G., Orisich A.M. Preparation of high-strength laser welded joints of aluminum alloys for aviation purposes. *Fotonika*, 2019, vol. 13, no. 4, pp. 356–366.
26. Lukin V.I., Ioda E.N., Panteleev M.D., Skupov A.A. Heat treatment influence on characteristics of welding joints of high-strength aluminum-lithium alloys. *Trudy VIAM*, 2015, no. 4, paper no. 6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
27. Jia M., Zheng Z., Gong Z. Microstructure evolution of the 1469 Al–Cu–Li–Sc alloy during homogenization. *Journal of alloys and compounds*, 2014, vol. 614, pp. 131–139.
28. Nayan N., Murty Narayana S.V.S., Sharma S.C., Sreekumar K. Optimization of homogenization parameters of Al–Cu–Li alloy cast ingots using calorimetry and metallographic techniques. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 710, pp. 557–562.
29. Istomin-Kastrosky V.V., Shamray V.F., Grushko O.E. et al. The influence of additions of silver, magnesium, zirconium on the aging of the B-1469 alloy of the Al–Cu–Li system. *Metally*, 2010, no. 5, pp. 73–78.
30. Kablov E.N., Lukina E.A., Sbitneva S.V. et al. Formation of metastable phases during the decomposition of solid solution in the process of artificial aging of Al alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 3, pp. 7–17.
31. Examilioti T., Li W., Kashaev L. et al. On anisotropic tensile mechanical behavior of Al–Cu–Li AA2198 alloy under different ageing conditions. *Journal of materials research and technology*, 2023, vol. 24, pp. 895–908.
32. Lequeu Ph., Smith K.P., Danielou A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, vol. 19 (6), pp. 841–847.
33. Yang Q., Lei L., Fan X. et al. Microstructure evolution and processing map of Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, vol. 254, p. 123256.
34. Jiang N., Xiang G., Ziqiao Z. Microstructure evolution of aluminum-lithium alloy 2195 undergoing commercial production. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, vol. 20, pp. 740–745.
35. Antipov V.V., Tkachenko E.A., Zajtsev D.V., Selivanov A.A., Ovsyannikov B.V. The influence of homogenizing annealing regimes on the structural phase state and mechanical properties of aluminum-lithium alloy 1441 ingots. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 15, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
36. Loshchinin Yu.V., Pakhomkin S.I., Fokin A.S. Influence of speed of heating at research of phase transformations in aluminum alloys DSC method. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2011, no. 2, pp. 3–6.

Информация об авторах

Бенариеб Ильяс, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Оглодков Михаил Сергеевич, заместитель начальника НИО, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сбитнева Светлана Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пахомкин Станислав Игоревич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ilyas Benarieb, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Svetlana V. Sbitneva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Stanislav I. Pakhomkin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 19.04.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.05.2024.

The article was submitted 19.04.2024; approved and accepted for publication after reviewing 02.05.2024.