

УДК 621.791.14

В.И. Лукин¹, В.И. Кулик², С.Я. Бецофен³, Е.А. Лукина¹,
А.В. Шаров², М.Д. Пантелеев¹, М.Л. Саморуков¹

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПОЛУФАБРИКАТОВ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-2-2

Исследовано влияние режимов термической обработки на уровень механических свойств, коррозионную стойкость, структуру сварных соединений прессованной панели толщиной 10 мм из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных на оптимальном режиме сварки трением с перемешиванием (СТП).

Испытания механических свойств и коррозионной стойкости сварных соединений прессованной панели из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных на оптимальном режиме СТП, показали, что применение технологической схемы: сварка+закалка+старение позволяет обеспечить следующий уровень свойств сварного соединения – $\sigma_{в.св} \geq 0,83\sigma_{в}$, $KCU \geq 134$ кДж/м², МКК: 0,09 мм, РСК сварного соединения: 3 балла.

Выявлены закономерности формирования фазового состава и свойств при СТП, определившие направление оптимизации технологии СТП, а также методы повышения механических характеристик сварных соединений алюминий-литиевых сплавов третьего поколения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием (СТП), высокопрочные алюминий-литиевые сплавы, алюминиевые сплавы, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), рентгеноструктурный анализ, сварная панель фюзеляжа.

The influence of heat treatment on the mechanical properties, corrosion resistance and structure of welds manufactured from high-strength aluminum-lithium V-1469 alloy pressed panels friction stir welded on the optimal welding parameters was investigated.

The investigation of mechanical properties and corrosion resistance shows that the usage of technological scheme: welding+solution+ageing allows to obtain the following level of weld properties – $\sigma_{UTS\ weld} \geq 0,83\sigma_{UTS\ BM}$, $KCU \geq 134$ kJ/m², IGC: 0,09 mm, layer corrosion of the weld: 3 point.

Keywords: friction stir welding (FSW), high-strength aluminum-lithium alloys, aluminum alloys, transmission electron microscopy (TEM), x-ray analysis, welded fuselage panel.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-производственное объединение «Техномаш» [Federal State Unitary Enterprise «Scientific-Manufacturing Association «Technomash»]; e-mail: info@tmnp.ru

³Федеральное государственное унитарное предприятие Высшего профессионального образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» [Federal State Budgetary Institution of High Education «Moscow Aviation Institute (National Research University)»]; e-mail: mai@mai.ru

Введение

Одним из условий создания перспективных образцов новой техники в авиакосмической промышленности является применение современных конструкционных материалов, обладающих повышенными прочностными характеристиками при меньших

значениях плотности, что обеспечивает снижение массы изделий, повышение летно-тактических характеристик и снижение эксплуатационных расходов [1–3]. Во ФГУП «ВИАМ» разработан алюминиевый сплав В-1469 (системы Al–Li–Cu), относящийся к третьему поколению алюминий-литиевых сплавов [4–6]. Разработаны технологии получения полуфабрикатов из сплава В-1469 в условиях промышленного производства [5, 6]. Однако для обеспечения промышленного освоения сплава и создания штампосварных конструкций необходимо применять технологии соединения, позволяющие обеспечить высокие прочностные характеристики сварных соединений. Методы сварки плавлением позволяют получать кратковременную прочность сварных соединений сплава В-1469 порядка 0,6 от прочности основного материала при использовании аргоно-дуговой сварки и порядка 0,65 при использовании электронно-лучевой сварки [7, 8]. Кроме того, при сварке плавлением отмечается возможность образования пор и оксидных включений, характерных для алюминиевых сплавов, содержащих литий, а также горячих трещин как в металле шва, так и в зоне термического влияния [7]. В работах [9–11] показано, что сварка трением с перемешиванием (СТП) позволяет получать сварные соединения с коэффициентом ослабления по отношению к основному материалу 0,75–0,8. В зависимости от термической обработки после сварки величина кратковременной прочности сварного соединения может увеличиваться до 0,9 от прочности сплава [9].

Технология СТП подразумевает процесс формирования сварного шва перемешиванием материала в зоне сварки рабочей частью сварочного инструмента и характеризуется скоростью сварки ($V_{св}$), скоростью вращения инструмента ($\omega_{и}$), силой прижатия инструмента к свариваемым заготовкам ($P_{пр}$), углом наклона инструмента к нормали свариваемых заготовок ($\alpha_{и}$). Совокупность указанных параметров влияет на деформацию и характер перемешивания свариваемого материала в зоне соединения и таким образом определяет качество получаемых сварных швов, наличие или отсутствие дефектов. Для СТП не свойственны дефекты литой структуры в виде пор, горячих трещин, ликваций, так как материал сварного шва не достигает температур плавления и процесс соединения происходит в твердой фазе.

В силу технологических особенностей СТП является перспективной технологией соединения сплавов, ограниченно свариваемых методами сварки плавлением. Поэтому разработка технологических процессов СТП элементов конструкции планера, фюзеляжа, крыла, топливных баков и др. из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов является актуальной задачей.

В данной статье приводится информация о разработке технологии СТП прессованной панели из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 толщиной 10 мм, обеспечивающей прочность сварных соединений ($\sigma_{в,св}$) на уровне 0,8 от прочности основного материала, ударную вязкость $KCU \geq 120$ кДж/м². Исследовано влияние технологических схем получения сварных соединений на уровень механических свойств, коррозионную стойкость и структуру сварных соединений.

Приведены результаты рентгеноструктурного исследования образцов сварных соединений, полученных по технологической схеме: закалка+старение+сварка. Показано, что фазовый состав сплава в исходном состоянии значительно изменяется в процессе СТП. Установлено, что на границе зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) и зоны термического влияния (ЗТВ) происходит резкое уменьшение количества T_1 -фазы, являющейся основной упрочняющей фазой в сплавах системы Al–Cu–Li.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.7. «Ресурсосберегающие технологии сварки в твердой фазе трудносвариваемых конструкционных и функциональных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Для исследования влияния режимов термической обработки сварных соединений, полученных СТП, на характер формирования сварного шва, механические свойства и коррозионную стойкость, сваривались заготовки из прессованной панели сплава В-1469 толщиной 10 мм. Сварка проводилась на оптимальном режиме, обеспечивающем отсутствие дефектных зон: несплошностей, рыхлот, слипаний и др. Отсутствие дефектов в полученных сварных соединениях подтверждено результатами рентгенографического контроля, который не выявил наличия дефектных зон на всем протяжении сварных швов (рис. 1).

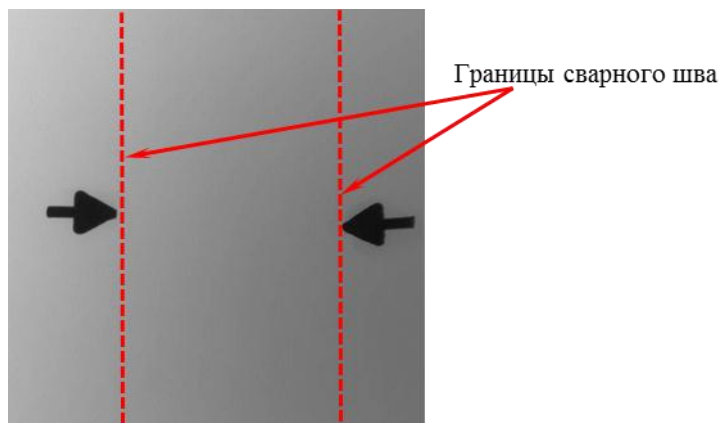


Рис. 1. Характерный рентгенографический снимок фрагмента сварного соединения, полученного сваркой трением с перемешиванием, с последующим удалением слоев металла толщиной 3 мм с верхней и нижней частей прессованной панели механической обработкой (стрелками ограничен сварной шов по ширине)

Полученные сварные соединения термически обрабатывали по различным технологическим схемам. Одна группа сварных соединений термообработана по режиму – закалка с последующим искусственным старением. Вторая группа – подвергнута только старению. Третья группа – не термообрабатывалась после сварки.

Из полученных заготовок изготовлены образцы для определения предела кратковременной прочности при 20°C, ударной вязкости, исследования коррозионной стойкости и структурных исследований.

Предел кратковременной прочности при растяжении определяли на установке Zwick/Roell Z030, ударную вязкость образцов с U-образным надрезом определяли на маятниковом копре 3P-25. Исследования межкристаллитной (МКК) и расслаивающей коррозии (РСК) выполнены по ГОСТ 9.021 и ГОСТ 9.904 соответственно. При проведении исследований применяли раствор 2 (по ГОСТ 9.904). Металлографические исследования проводили с использованием инвертированного микроскопа Leica DM IRM, электронную микроскопию проводили на электронном микроскопе JEM-200CX.

Рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-4 исследовали образцы сварных соединений, полученных по технологической схеме: закалка+старение+сварка. Измерения периодов решетки α -твердого раствора осуществляли в фильтрованном $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении с использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции $\theta \approx 80\text{--}81$ град. Количество интерметаллидных $\Omega'(T1)$ - и $\delta'(Al_3Li)$ -фаз в сплавах определяли на основании измерения периода решетки твердого раствора, закона Вегарда и уравнений баланса элементного и фазового состава для сплавов системы Al–Cu–Li.

Результаты

Результаты определения механических свойств сварных соединений прессованной панели сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием, приведены в табл. 1. Как правило, разрушение образцов при растяжении происходит по зоне набегания (рис. 2), однако образцы, полученные по технологической схеме: сварка+закалка+старение, разрушаются по основному материалу.

Таблица 1

**Механические свойства сварных соединений
прессованной панели высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469,
полученных сваркой трением с перемешиванием**

Технологическая схема	Механические свойства* образцов сварных соединений	
	$\sigma_{в.св}$, МПа	KCU, кДж/м ² (надрез выполнен по шву)
Сварка	<u>430–435</u> 433	<u>304–283</u> 293
Сварка+старение	<u>450–465</u> 458	<u>167–201</u> 178
Сварка+закалка+старение	<u>490–495</u> 493	<u>134–167</u> 156

* В числителе – минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние.



Рис. 2. Зоны сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием:
а – зона набегания; б – сварной шов; в – зона отставания; г – основной материал

Исследована коррозионная стойкость к межкристаллитной (МКК) и расслаивающей коррозии (РСК) сварных соединений прессованной панели высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных по различным технологическим схемам. Образцы изготовлены так, чтобы в зону исследования коррозионной стойкости попадали: сварной шов, околошовная зона и основной материал. Полученные значения коррозионной стойкости представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Коррозионная стойкость сварных соединений прессованного полуфабриката
алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием**

Технологическая схема	Коррозионная стойкость	
	МКК, мм	РСК, балл
Сварка	0,15	3
Сварка+старение	0,12	3
Сварка+закалка+старение	0,09	3

Для объяснения причин изменения уровня механических свойств в зависимости от технологической схемы сварки проведены исследования структуры сварных соединений, полученных по различным технологическим схемам. Применялся металлографический анализ и просвечивающая электронная микроскопия.

Исследование структуры сварных соединений показало, что форма сварного шва представляет собой трапецию с сужением к нижней части. Условно сварной шов можно разделить на зоны: зона набегания, сварной шов, зона отставания, основной материал (рис. 2) [12]. Зона сварного шва образцов во всех исследуемых технологических схемах характеризуется равноосной мелкозернистой структурой с величиной зерна 5–15 мкм (рис. 3). Зона набегания характеризуется четким переходом околошовной зоны в сварной шов (рис. 4). Околошовная зона в этом случае характеризуется вытянутыми в направлении пластической деформации зернами с размерами до 24 мкм (рис. 5). В образцах, выполненных по схеме сварка с последующим старением, величина зерна в исследуемой зоне не превышает 12 мкм. Далее околошовная зона переходит в основной материал (рис. 6). Структура в этом случае характеризуется плоскими эллипсоидными зернами с размером до 30 мкм для всех исследуемых технологических схем сварки [13]. Зона отставания характеризуется большей, чем зона набегания, шириной и размером зерна до 25 мкм для всех исследуемых технологических схем (рис. 7). Переход зоны отставания в основной материал характеризуется величиной зерна до 21 мкм в случае схемы сварки без последующей термической обработки и до 30 мкм для схемы сварки с последующим старением.



Рис. 3. Структура (а – $\times 100$; б – $\times 500$) зоны сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием



Рис. 4. Структура (а – $\times 100$; б – $\times 500$) зоны набегания сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием



Рис. 5. Структура ($\times 100$) околошовной зоны со стороны зоны набегания сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием

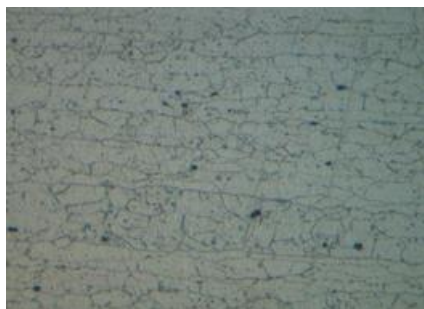


Рис. 6. Структура ($\times 100$) основного материала образцов сплава В-1469, характерная для всех технологических схем сварки

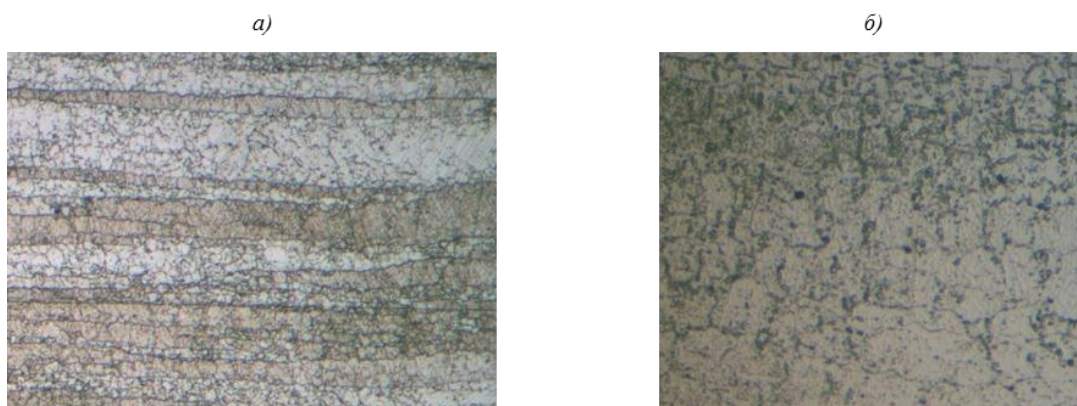


Рис. 7. Структура (а – $\times 100$; б – $\times 500$) зоны отставания сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием

Проведены исследования с применением просвечивающей электронной микроскопии сварных соединений прессованной панели сплава В-1469, полученных СТП. Образцы для исследований изготавливали из зоны шва, зоны набегания (5 мм от центра шва), зоны отставания (7 мм от центра шва) и зоны основного металла (17 мм от центра шва). Показано, что структура основного материала частично рекристаллизована, местами волокнистая с некоторой разнотернистостью. Размеры субзерен составляют $\sim 5\text{--}7$ мкм. Переокалка основного материала при применении технологической схемы «сварка+окалка+старение» приводит к образованию более равноосной субзеренной структуры, чем при применении технологической схемы «сварка». Введение дополнительной термообработки (старения) после сварки не изменяет вид субзеренной структуры основного материала.

В околошовной зоне разнотернистость субзеренной структуры сохраняется. Внутри крупных субзерен наблюдается дислокационная структура с высокой плотностью,

местами формируется ячеистая структура, что указывает на сильно деформированное состояние материала (рис. 8, в). Субзеренная структура околошовной зоны образца, полученного по технологии «сварка+закалка+старение», – равноосная. (рис. 8, а). Применение технологической схемы «сварка+старение» не изменяет вид субзеренной структуры околошовной зоны (рис. 8, б). Характер субзеренной структуры в зависимости от положения по отношению к сварному шву не меняется.

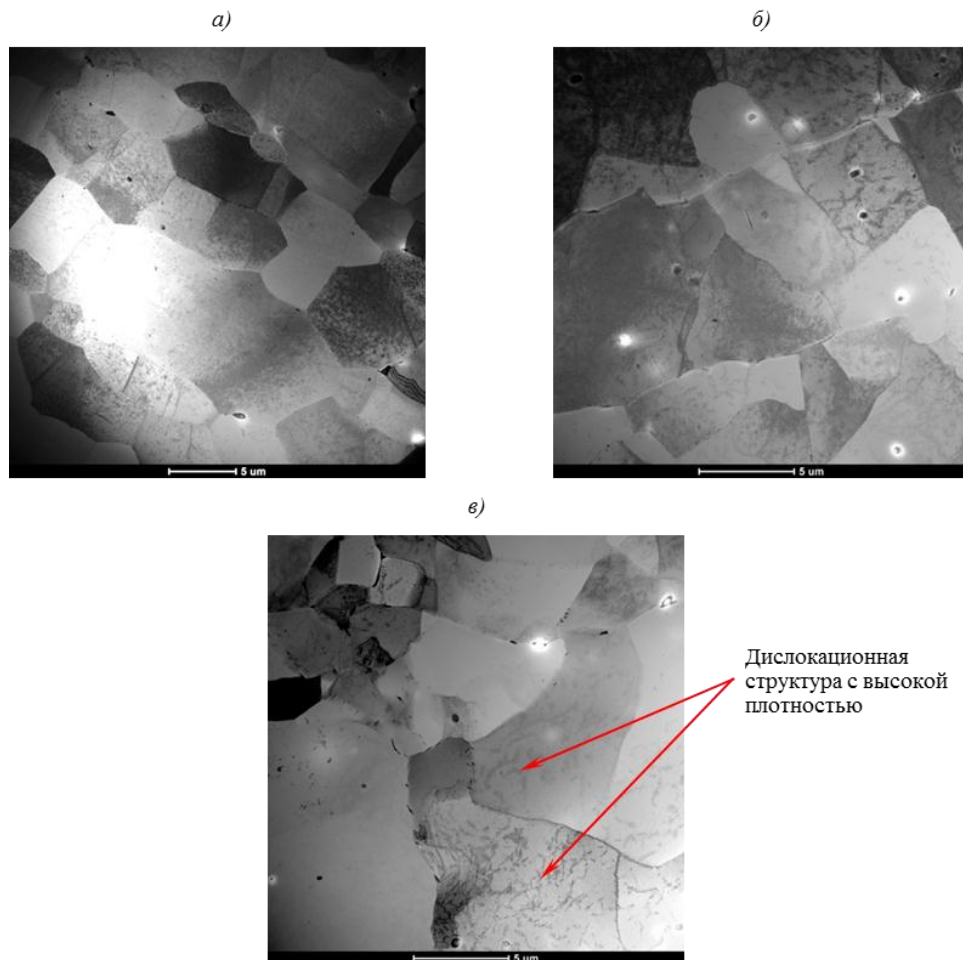


Рис. 8. Структура околошовной зоны (зона отставания) образцов, полученных по исследуемым технологическим схемам: а – сварка+закалка+старение; б – сварка+старение; в – сварка

Структура шва для всех технологических схем подобна и состоит из равноосных зерен, которые разделены высокоугловыми границами, образующими равновесные стыки. Эта особенность характеризует рекристаллизованную структуру.

Фазовый состав образцов, обработанных по различным технологическим схемам и принадлежащих различным зонам сварного соединения сплава В-1469, характеризуется выделением пластинчатых частиц Ω' (T1)-фазы, в состав которой входит Ag, и θ' (Al₂Cu)-фазы. Частицы Ω' (T1)-фазы представляют собой пластины, зарождающиеся как гомогенно по объему зерен, так и гетерогенно по границам и субграницам (рис. 9). В структуре также присутствуют композитные частицы Al₃Zr(Sc), на которых наблюдается гетерогенное выделение δ' (Al₃Li)-фазы в виде тонких оболочек [12–19].

Независимо от технологической схемы, в зоне основного металла частицы Ω' (T1)-фазы выделяются с высокой плотностью по всему объему. Субграницы декорированы пластинами Ω' (T1)-фазы, образующими сплошные цепочки. Пластины θ' -фазы

также с высокой плотностью выделяются по всему объему материала. Характер их выделения преимущественно гомогенный. После сварки в зоне основного материала возможно присутствие некоторого количества θ' -фазы.

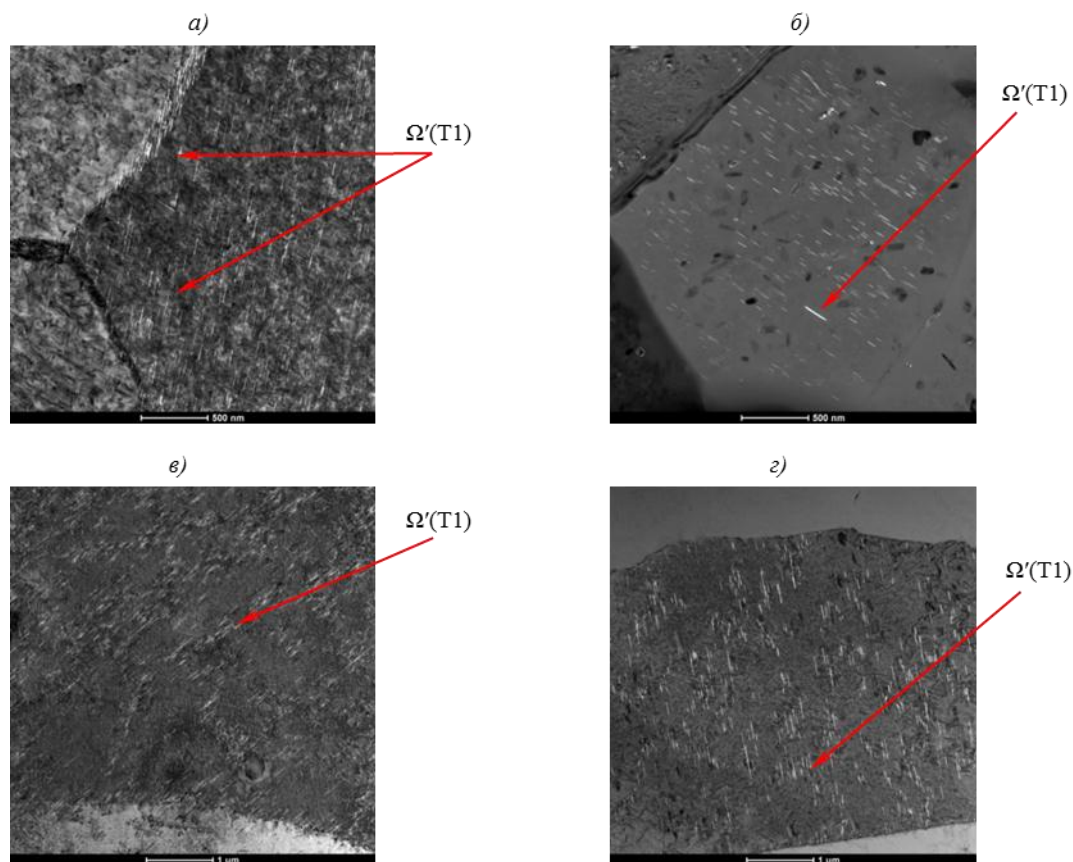


Рис. 9. Электронно-микроскопические изображения выделений частиц $\Omega'(T1)$ -фазы сварного соединения из сплава В-1469 (сварка+старение):

а – основного материала; *б* – зона шва; *в*, *з* – околошовные зоны – зоны набегания и отстаивания соответственно

Для околошовной области и зоны шва в ходе сварки характерны перегревы, при которых возможно растворение θ' -фазы. Околошовные зоны образцов, обработанных по технологическим схемам «сварка+закалка+старение» и «сварка+старение», характеризуются распадом пересыщенного твердого раствора с выделением θ' - и $\Omega'(T1)$ -фаз (рис. 9 и 10). В ходе реализации данных технологических схем околошовная зона, также как и зона основного металла, подвергается дополнительному старению, что может приводить к увеличению плотности и росту выделений $\Omega'(T1)$ -фазы. Частицы $\Omega'(T1)$ -фазы зарождаются преимущественно гетерогенно на дислокационных стенках, образующих ячеистую структуру. Распад по границам субзерен минимален. В ходе старения гомогенно по объему зерна выделяются пластины θ' -фазы. Доля и плотность мелкодисперсной составляющей распада с выделением θ' -фазы в околошовной зоне выше, чем в зоне основного материала.

Фазовый состав зоны сварного шва после обработки образцов по технологическим схемам, включающим старение, следующий: $\Omega'(T1)+\theta'$. Распад пересыщенного твердого раствора с выделением $\Omega'(T1)$ -фазы менее интенсивен, чем в околошовной

зоне. Частицы θ' -фазы выделяются в объеме рекристаллизованных зерен зоны сварного шва в виде мелкодисперсных пластин с плотностью выше, чем в околошовной зоне. Выделения Ω' (T1)- и θ' -фаз в структуре сварного шва, не подвергнутого дополнительной термообработке, – отсутствуют.

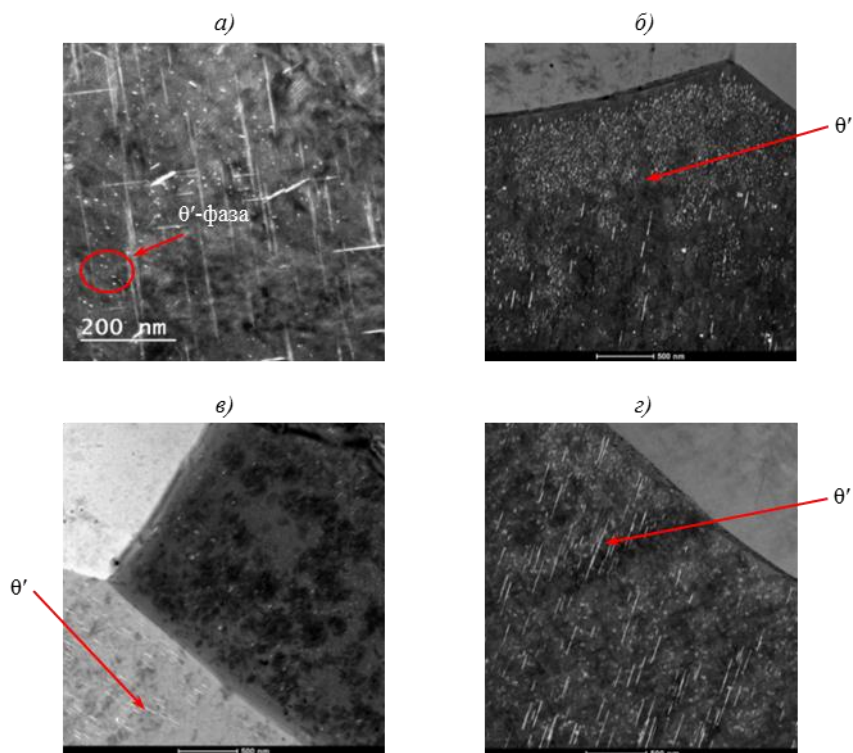


Рис. 10. Электронно-микроскопические изображения выделений частиц θ' -фазы сварного соединения сплава В-1469 (сварка+закалка+старение): *а* – основной материал; *б* – зона шва; *в* – зона набега; *з* – зона отставания

Для всех технологических схем в зоне основного материала и в околошовной зоне наблюдается неравномерное выделение частиц композитной $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Sc})$ -фазы. В состояниях, где присутствуют пластины θ' -фазы, отмечается гетерогенное выделение θ' -фазы на композитных частицах, в этом случае частицы $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Sc})$ -фазы приобретают остроконечный вид (рис. 11).



Рис. 11. Выделение θ' -фазы на композитных частицах $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Sc})$ -фазы в околошовной зоне сварных соединений, полученных по технологической схеме: сварка+старение

Рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-4 исследовали образцы сварных соединений, полученных по технологической схеме: закалка+старение+сварка. Измерения периодов решетки α -твердого раствора осуществляли в фильтрованном $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении с использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции $\theta \approx 80\text{--}81$ град. Количество интерметаллидных $\Omega'(T1)$ - и $\delta'(Al_3Li)$ -фаз в сплавах определяли на основании измерения периода решетки твердого раствора, закона Вегарда и уравнений баланса элементного и фазового состава для сплавов системы $Al\text{--}Cu\text{--}Li$ [20–24].

Рентгеноструктурные исследования показали, что фазовый состав сплава в исходном состоянии $\Omega'(T1)$ значительно изменяется в процессе СТП. Результаты фазового анализа, полученные с помощью измерения периодов решетки твердого раствора приведены в табл. 3. Установлено, что на границе зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) и зоны термического влияния (ЗТВ) происходит резкое уменьшение количества $\Omega'(T1)$ -фазы, являющейся основной упрочняющей фазой в сплавах системы $Al\text{--}Cu\text{--}Li$, – от 5,1–7,2 до 0,9–1,8%. При этом количество δ' -фазы увеличивается – с 6,1–8,0 до 10,8–11,6%.

Таблица 3

**Периоды решетки твердого раствора сплава В-1469
и массовые проценты $\Omega'(T1)$ - и δ' -фаз в различных зонах сварного соединения [11]**

Зона сварного шва	Период решетки, нм	Фазовый состав, % (по массе)	
		$W_{\delta'}$	$W_{\Omega'(T1)}$
ЗТМВ/ЗТВ	0,40427–0,40437	11,6–10,8	0,9–1,8
Основной материал	0,40472–0,40495	8,0–6,1	5–7

Обсуждение и заключения

Установлено, что выбранный режим СТП пресованных панелей сплава В-1469 толщиной 10 мм и технологическая схема «сварка+закалка+старение» позволяют получать сварные соединения с наиболее высокими значениями прочностных свойств ($\sigma_{в.св}=493$ МПа, $KCU=156$ кДж/м²). При сварке по технологической схеме «сварка+закалка+старение» образцы разрушаются по основному материалу, в остальных случаях разрушение происходит по зоне набегания инструмента.

Исследование межкристаллитной коррозии (МКК) показало, что наиболее высокие значения МКК имеют образцы после сварки: глубина коррозионного проникновения в зоне сварного шва (0,15 мм) выше, чем в основном материале (0,12 мм). Наиболее низкие значения МКК в сварном шве образцов, термообработанных по режиму: закалка+старение после сварки (0,09 мм).

Исследование расслаивающей коррозии (РСК) сварных соединений показало, что для всех исследуемых вариантов значение РСК не превышает 3 баллов.

Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии выявило выделение в микроструктуре сварных соединений упрочняющих фаз: пластинчатых $\Omega'(T1)$ - и $\theta'(Al_2Cu)$ -фаз, композитных частиц $Al_3Zr(Sc)$ и тонких оболочек из частиц $\delta'(Al_3Li)$, гетерогенно выделяющихся на композитных частицах. Показано влияние применяемой технологической схемы на выделение пластинчатых $\Omega'(T1)$ - и $\theta'(Al_2Cu)$ -фаз в структуре основного материала, околосшовной зоны и сварного шва.

Установлено, что выбранный режим СТП пресованных панелей сплава В-1469 и технологическая схема «сварка+закалка+старение» позволяют получать сварные соединения с повышенными значениями прочностных свойств и наиболее низкими значениями пластичности ($\sigma_{в.св}=493$ МПа, $KCU=156$ кДж/м²). За счет интенсивного выделения упрочняющих фаз образцы без термической обработки после сварки обладают более

низкой прочностью и повышенной пластичностью ($\sigma_{в.св}=433$ МПа, $KCU=293$ кДж/м²), что обусловлено мелкозернистой структурой зоны перемешивания и отсутствием в зоне шва упрочняющей $\Omega'(T1)$ -фазы. Образцы сварных соединений, подвергнутых старению после сварки, показывают промежуточные значения прочностных и пластических свойств ($\sigma_{в.св}=458$ МПа, $KCU=178$ кДж/м²).

Таким образом, выявлены закономерности формирования фазового состава и свойств при СТП, которые определяют направление оптимизации технологии СТП, а также методы повышения механических характеристик сварных соединений алюминий-литиевых сплавов третьего поколения. Так, в качестве эффективного способа одновременного повышения прочности и пластичности представляет интерес исследование сварки в закаленном состоянии с последующим одноступенчатым или многоступенчатым старением, при котором на предварительном этапе обеспечивается образование упрочняющих выделений, которые затем пройдут полный цикл термомеханического воздействия в процессе СТП с последующим достариваем для обеспечения образования упрочняющих фаз в зоне сварки.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам ФГУП НПО «Техномаш» за предоставленную возможность работы на промышленной установке ротационной сварки трением, а также сотрудникам ФГУП «ВИАМ»: «Лаборатории металлофизических исследований» – за проведенные исследования, обработку и анализ полученных результатов; «Лаборатории алюминиевых деформируемых сплавов» – за консультации и технологическую поддержку; «Лаборатории прочности и надежности материалов воздушного судна», «Лаборатории коррозии и защиты металлических материалов», «Лаборатории неразрушающих методов контроля» – за комплекс проведенных исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. 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. «Алюминий-21/Сварка и пайка»*. М., 2012. Ст. 8.
3. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // *Все материалы*. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
4. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
5. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Жегина И.П., Иода Е.Н., Лоскутов В.М. Особенности и перспективы сварки алюминийлитиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2002. №4. С. 3–12.
6. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 157–167.
7. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 167–182.
8. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И., Коваль Ю.Н. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
9. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Грушин И.А., Князев М.И., Хохлатова Л.Б., Алексеев А.А. Закономерности влияния состава Al-Li сплавов на количественное соотношение $\delta'(Al_3Li)$, $S1(Al_2MgLi)$ и $T1(Al_2CuLi)$ фаз // *Металлы*. 2015. №1. С. 59–66.
10. Махин И.Д., Николаев В.В., Петровичев П.С. Исследование свариваемости сплавов В-1469 и 01570С // *Космическая техника и технологии*. 2014. №4. С. 69–75.

11. Лукин В.И., Бецофен С.Я., Пантелеев М.Д., Долгова М.И. Влияние термомеханического цикла СТП на формирование структуры сварного соединения сплава В-1469 // Сварочное производство. 2017. №7. С. 17–24.
12. Лукин В.И., Иода Е.Н., Базескин А.В. и др. Особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469 // Сварочное производство. 2012. №6. С. 30–36.
13. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.11.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
14. Malard B., De Geuser F., Deschamps A. Microstructure distribution in an AA2050 T34 friction stir weld and its evolution during post-welding heat treatment // Acta Materialia. 2015. Vol. 101. P. 90–100.
15. Chong Gao, Zhixiong Zhu, Jian Han, Huijun Li. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy // Materials Science & Engineering A. 2015. Vol. 639. P. 489–499.
16. Шамрай В.Ф., Клочкова Ю.Ю., Лазарев Э.М., Гордеев А.С., Сироткин В.П. Структурные состояния материала листов алюминий-литиевого сплава 1469 // Металлы. 2013. №5. С.77–84.
17. Giles T.L., Oh-Ishi K., Zhilyaev A.P., Swamianathan S. et al. The Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of an Aluminum Lithium Alloy // Metallurgical And Materials Transactions A. 2009. Vol. 40A. P. 104–115.
18. Giummarra C., Thomas B., Rioja R.J. New aluminum lithium alloys for aerospace applications // Proceedings of the Light Metals Technology Conference. 2007. https://www.researchgate.net/publication/267374310_New_aluminum-lithium_alloys_for_aerospace_applications (дата обращения: 13.11.2017).
19. De Geuser F., Bley F., Denquin A., Deschamps A. Mapping the microstructure of a friction-stir welded (FSW) Al–Li–Cu alloy // Journal of Physics: Conference Series. 2010. Vol. 247. P. 1–7. DOI:10.1088/1742-6596/247/1/012034.
20. Chong Gao, Zhixiong Zhu, Jian Han, Huijun Li. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy // Materials Science & Engineering: A. 2015. Vol. 639. P. 489–499.
21. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and processing // Material Science and Engineering Reports. 2005. Vol. 50. No. 1–2. P. 1–78.
22. Arbogast W.J. Friction stir welding. After a decade of development // Welding Journal. 2006. Vol. 85. No. 3. P. 28–35.
23. Welded structural members and method and use thereof: pat. US 8.420.256 B2; publ. 16.04.13.
24. Aluminum alloy products having improved property combinations and method for artificially aging same: pat. US 8.673.209 B2; publ. 18.03.14.