

УДК 669.017.165

*В.М. Фомин¹, А.Г. Маликов¹, А.М. Оришич¹,
В.В. Антипов², Г.Г. Клочков², А.А. Скупов²*

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРУ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА В-1469 СИСТЕМЫ Al–Cu–Li,
ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18

Представлены результаты исследования влияния термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469, полученных лазерной сваркой. Исследован химический состав, микротвердость сплава и сварного шва при различных режимах термической обработки. Изучена микроструктура с помощью оптической металлографии и электронной микроскопии. Установлено, что проведение стандартной для сплава В-1469 термической обработки образцов после сварочного процесса позволяет восстановить структуру и химический состав всего образца на уровне микронных размеров.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, сплав системы В-1469, система Al–Cu–Li, микроструктура, электронная микроскопия, фазовый состав, механические свойства, лазерная сварка.

*V.M. Fomin¹, A.G. Malikov¹, A.M. Orishich¹,
V.V. Antipov², G.G. Klochkov², A.A. Skupov²*

**HEAT TREATMENT EFFECT ON STRUCTURE
OF JOINT WELD SHEETS FROM V-1469 ALLOY OF
Al–Cu–Li SYSTEM MANUFACTURED BY LASER WELDING**

Results of research of heat treatment effect on structure of welded joints of sheets from alloy V-1469, manufactured by laser welding are provided in the article. Chemical composition, microhardness of alloy and welded seam at different heat treatment modes are investigated. The microstructure by means of optical metallography and electron microscopy is studied. It is established that carrying out standard heat treatment of samples after welding process for alloy V-1469 allows recovering structure and chemical composition of all joints at the level of micron sizes.

Keywords: aluminum-lithium alloy, V-1469 alloy, system Al–Cu–Li, microstructure, electron microscopy, phase composition, mechanical properties, laser welding.

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук [Federal State Budgetary Institution Christianovich institute of theoretical and applied mechanics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences]; e-mail: laser@itam.nsc.ru

²Федеральное 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

Введение

Перспективность широкого использования и применения высокопрочных сплавов системы Al–Cu–Li в новейших изделиях авиационной и космической техники дала предпосылки для проведения детальных исследований как свойств этих сплавов [1–5], так и возможности создания из них неразъемных соединений различными методами сварки [6–17].

Применение перспективных технологий сварки позволит повысить производительность и весовую эффективность, отказавшись от трудоемкой технологии заклепочного соединения деталей, применение которой обусловлено в настоящее

время высокими прочностными свойствами и характеристиками сопротивления усталости таких соединений, имеющими первостепенное значение для авиации. Активно ведутся работы по изучению перспектив применения сварки трением с перемешиванием (СТП), аргоно-дуговой (ААрДЭС), лазерной (ЛС) и электронно-лучевой сварки (ЭЛС) [6–19], в том числе и по разработанному во ФГУП «ВИАМ» деформируемому термически упрочняемому высокопрочному свариваемому сплаву В-1469 системы Al–Cu–Li [15, 20].

Высокие показатели статической прочности сплавов системы Al–Cu–Li обусловлены уникальным фазовым составом, который формируется в

процессе термической обработки. Это обстоятельство стимулировало исследования по оптимизации этих процессов.

В настоящее время можно считать установленным тот факт, что для увеличения прочности сварных соединений современных алюминий-литиевых сплавов необходимо проводить дополнительную механическую и термическую обработку шва. Так, в работах [13, 14] исследовано влияние различных видов деформационной обработки сварного соединения на его прочность. Показано, что для алюминиевого сплава 1424 (системы Al–Mg–Li) прочность сварного соединения после такой обработки составила 0,95 от прочности основного сплава. В работе [15] исследовано влияние термической обработки на механические свойства и коррозионную стойкость неразъемных соединений сплава В-1469, полученных СТП. Показано, что максимальный уровень характеристик прочности сварного соединения достигался после полной термообработки (закалка+искусственное старение) после сварки. Аналогичный вывод сделан в работах [18, 19], посвященных исследованию ЛС высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461 и В-1469.

В работе [8] показано преимущество применения лазерной сварки взамен клепки для создания фюзеляжа самолетов А-318 и А-380 компании Airbus. Применение лазерного излучения в качестве инструмента для сварки авиационных сплавов обладает рядом ценных преимуществ, особенно по сравнению с традиционным дуговым способом создания неразъемных соединений. Высокая концентрация энергии и небольшая величина пятна нагрева позволяют получать швы с объемом сварочной ванны в несколько раз меньше, чем при дуговой сварке. Лазерная сварка при большей скорости сварки позволяет снизить удельные энергетические затраты, уменьшить зону термического влияния (ЗТВ) и, как следствие, деформацию деталей. В работе [9] впервые показана демонстрационная ЛС сплава 2198 (аналога сплава В-1469) для дальнейшего ее использования при создании соединения стрингера с фюзеляжем. Для увеличения прочности сварных соединений алюминиевых сплавов применяются различные по составу сварочные проволоки [18, 19]. В частности, в работе [21] показано, что относительная прочность сварного соединения при дуговой сварке повышается с 0,53 до 0,76 вследствие применения проволоки, содержащей скандий.

Детальный анализ результатов исследования ЛС сплавов системы Al–Cu–Li показал, что прочность сварных соединений составляет 0,6–0,9 от прочности основного сплава в зависимости от состава присадочного материала, варианта последующей термообработки и технологии подготовки поверхности [10–12, 19, 20].

Принято считать, что основной причиной снижения прочности сварного соединения является

выгорание легкоиспаряющихся легирующих элементов, таких как магний, литий, цинк, марганец. Для минимизации такого неблагоприятного процесса, по данным различных источников, применяют либо оптимизацию режимов сварки, либо присадку. Второй причиной снижения прочности является образование пористости в сварных швах.

Решение задачи создания равнопрочных сварных соединений из современных высокопрочных алюминий-литиевых сплавов позволит использовать их в конструкции новых широкофюзеляжных самолетов [10–12, 18, 19, 21, 22].

В работе [23] приведены комплексные экспериментальные исследования механических свойств сварных соединений, полученных ЛС сплава В-1469. Установлено, что термообработка сварного шва в виде закалки и искусственного старения позволяет кардинально увеличить прочность шва, однако существенно снижает прочность основного сплава вне ЗТВ. Применение дополнительной термообработки (отжиг, закалка и искусственное старение) позволяет получить прочность сварного соединения, равную 0,85 от прочности основного сплава в состоянии поставки Т1.

В данной работе, в продолжение работы [23], исследуется влияние режимов последующей термической обработки на изменение микроструктуры сплава В-1469 и сварного шва (ЛС), распределение основных легирующих элементов (Cu, Mg, Li, Sc, Ag и др.) внутри шва и значение микротвердости.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [24].

Материалы и методы

Лазерную сварку листов толщиной 1,6 мм из сплава В-1469 осуществляли на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-1», включающем непрерывный CO₂-лазер с мощностью до 8 кВт. Лазерное излучение фокусировалось на поверхности сплава с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием 254 мм. Для защиты сварного шва использовали инертный газ (гелий).

Подготовку поверхности перед сваркой – устранение оксидной пленки – проводили во ФГУП «ВИАМ» с помощью химического фрезерования на глубину 0,15–0,20 мм. Непосредственно перед сваркой кромки образцов зачищали до блеска с помощью металлического шабера.

Прочность сварных соединений измеряли при статическом растяжении на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100.

Макро- и микроструктуру сварных швов исследовали на оптическом микроскопе Olympus LEXT OLS3000. Для проведения оптической металлографии подготавливали образцы сварных соединений, термообработанные по различным режимам. Метод заключался в подготовке шлифов поперечного сечения с помощью системы металлографической пробоподготовки (Presi) с последующей полировкой суспензией, содержащей абразивные частицы размером от 3 до 0,5 мкм, и травлением в химическом реактиве Келлера.

Образцы для испытаний на прочность изготавливали согласно ГОСТ 1497–84. Спектральный анализ сварного шва и основного сплава проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO 1430 VPI, снабженном энергетическим детектором IPX OXFORD. Термообработку проводили в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры.

Образцы сварных соединений получали при следующем режиме лазерной сварки: мощность лазера 3 кВт, скорость сварки 4 м/мин, заглубление фокуса вглубь свариваемого материала 3 мм относительно верхней кромки. После сварки проводили термическую обработку. В некоторых опытах сваривали образцы, предварительно подвергавшиеся отжигу. При выборе режимов термообработки использовали данные, полученные в работе [25], в которой приведен режим термической обработки листов, обеспечивающий максимальную прочность: закалка после выдержки при температуре 530°C в течение 30 мин+правка растяжением со степенью остаточной деформации 1–3%+искусственное старение при 160°C в течение 24 ч.

Исследовали также влияние термической обработки на изменение микроструктуры, микротвердости и распределение элементов внутри сварного шва. Для сравнения влияния термообработки на прочностные свойства основного материала и сварного шва образцы подвергали термической обработке по следующим режимам:

– отжиг при температуре 400°C в течение 60 мин с последующим охлаждением со скоро-

стью не более 30°C/ч до температуры 260°C, затем – на воздухе;

– закалка в воде после выдержки при температуре 530°C в течение 30 мин, скорость нагрева 5°C/мин;

– искусственное старение при 160°C в течение 24 ч, скорость нагрева 5°C/мин.

Результаты

Оптическая металлография

На рис. 1 приведены типичные макроструктуры сварного шва, полученного лазерной сваркой, при различных вариантах термообработки. Отметим однородность материала шва и отсутствие пор.

Влияние термической обработки на микроструктуру сварного шва, ЗТВ и основного сплава демонстрируют фотографии на рис. 2 и 3. На рис. 2 представлены результаты воздействия закалки и последовательно закалки и искусственного старения. На рис. 3 приведена микроструктура образцов после сварки и отжига.

Отметим, что исходный сплав имеет типичную нерекристаллизованную структуру (рис. 2, ж). Внутри металлической матрицы твердого раствора находятся частицы с широким разбросом по размерам – от долей микрометра до порядка 10 мкм. Закалка без заметного изменения микроструктуры металлической матрицы приводит к увеличению крупной фракции частиц (рис. 2, з), а искусственное старение вновь уменьшает их количество (рис. 2, и).

Среднее значение прочности основного материала в состоянии полной термической обработки (закалка+правка растяжением+искусственное старение) составляло $\sigma_b=557$ МПа, относительное удлинение $\delta=10\%$. Согласно данным работы [23], повторная закалка сплава привела к разупрочнению до уровня $\sigma_b=385$ МПа и повышению уровня пластичности до $\delta=18\%$ (рис. 2, з). Последующее искусственное старение увеличило величину σ_b до 443 МПа и несколько снизило по сравнению с закаленным состоянием относительное удлинение – до $\delta=12,5\%$ (рис. 2, и). Таким образом, из

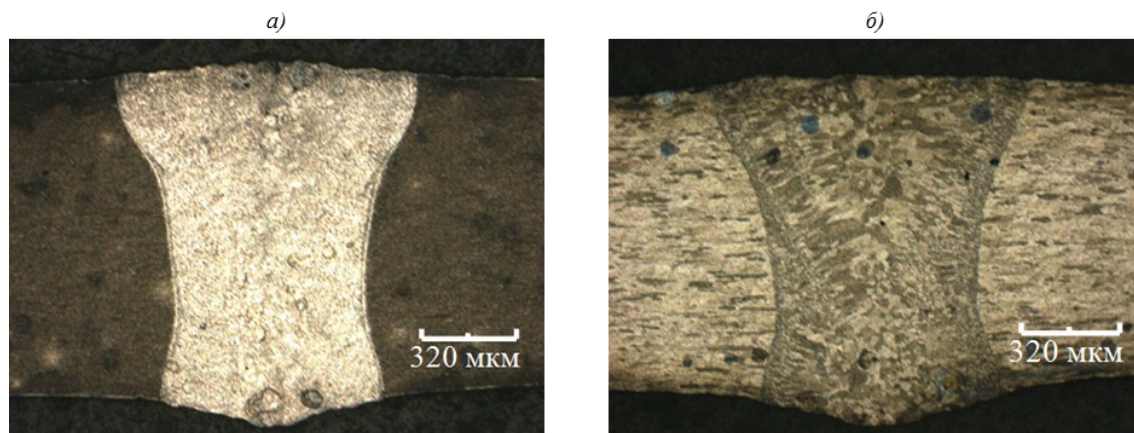


Рис. 1. Макроструктура сварного соединения листов из сплава В-1469:
а – сварка+отжиг; б – сварка+отжиг+закалка

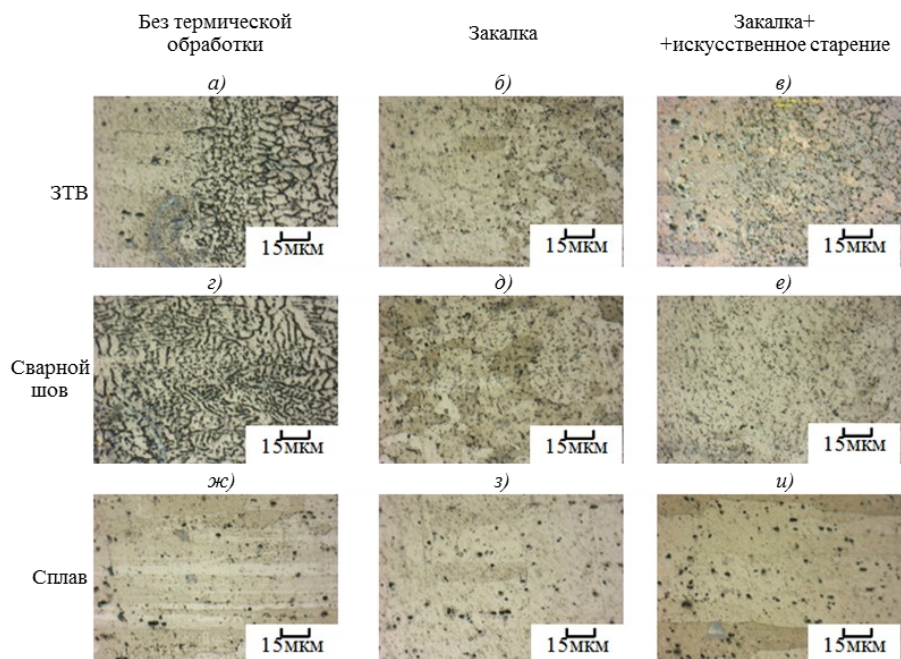


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений листов сплава В-1469 без отжига после сварки

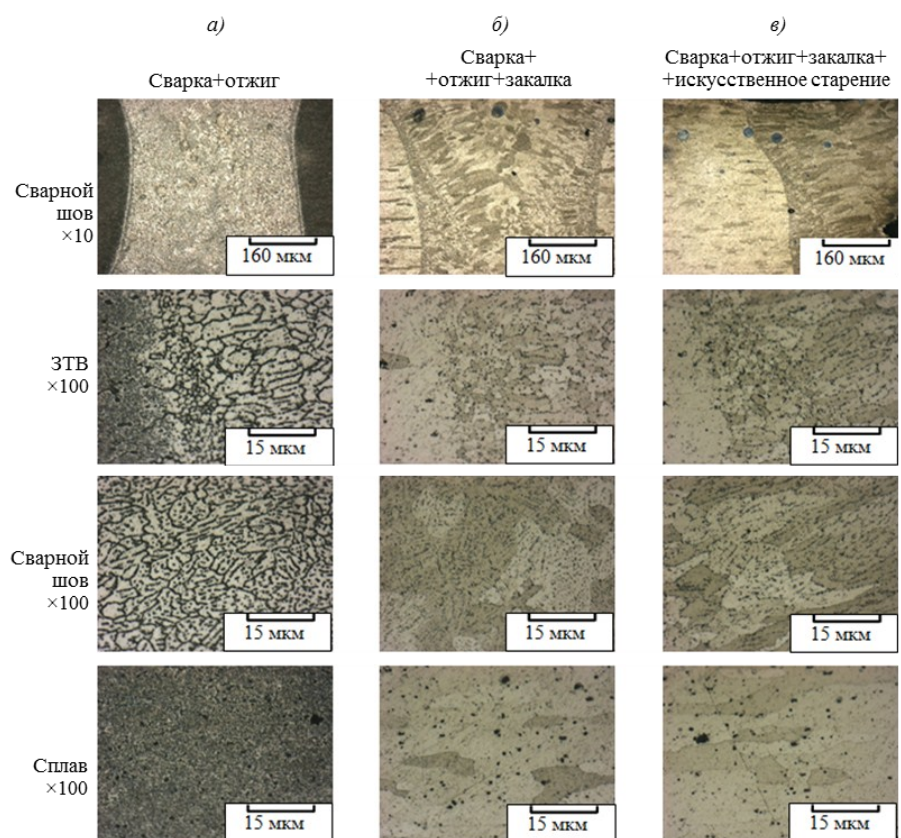


Рис. 3. Микроструктура сварных соединений листов сплава В-1469 с отжигом после сварки

полученных данных видно, что для получения высокого уровня прочностных характеристик у сплава В-1469 большое значение имеет механическая обработка материала после закалки – правка растяжением.

В процессе сварки в сварочной ванне происходило полное разрушение исходной структуры материала, а при кристаллизации формировалась типичная зернистая структура (рис. 2, *а, г*). Характерный размер дендритных зерен составлял

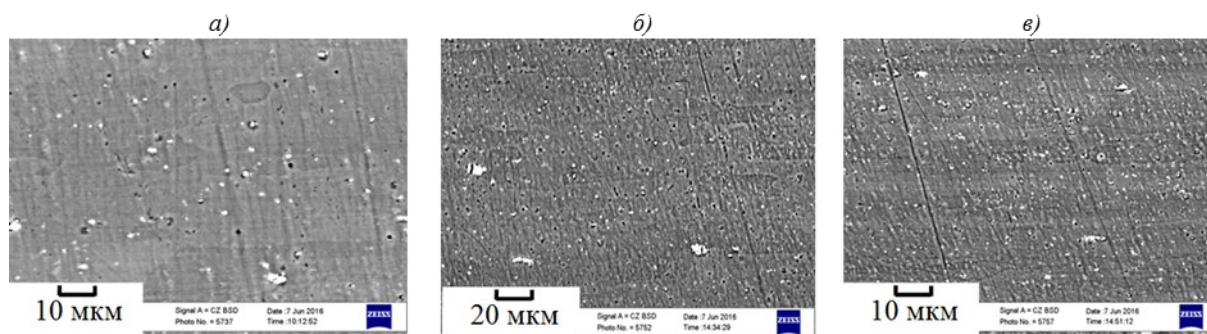


Рис. 4. Микроструктура основного сплава В-1469 без термической обработки (а), после закалки (б) и закалки+искусственного старения (в)

5–20 мкм. Частицы присутствовали внутри дендрита, однако преимущественно локализовались на границе дендритных зерен. Отметим, что в ЗТВ размер дендритного зерна меньше (2–5 мкм). Прочность образца со сварным швом без термообработки, соответствующая микроструктуре, приведенной на рис. 2, а, составляла $\sigma_{\text{в}}=306$ МПа, а $\delta=3\%$ [23]. Разрыв образца в процессе испытания на растяжение происходил по шву. Таким образом, коэффициент ослабления сварного соединения по отношению к основному сплаву составил всего 0,55.

Отжиг существенно изменил микроструктуру основного металла вне зоны сварки, однако незначительно повлиял на микроструктуру внутри шва (рис. 3, а). В результате прочность образца уменьшилась еще сильнее – до $\sigma_{\text{в}}=257$ МПа, а разрыв происходил уже по основному сплаву вне зоны сварки.

Существенное изменение микроструктуры сварного шва произошло после закалки (рис. 2, б, д, з и рис. 3, б). Независимо от проведения предварительного отжига произошло резкое уменьшение выделений интерметаллидной фазы Al_2Cu по границам зерен. Размер зерна составляет более 15–30 мкм.

Последующее искусственное старение привело к формированию структуры, близкой к исходной (рис. 2, в, е, и и 3, в), что объясняет наблюдаемое ранее существенное увеличение прочности образцов [23]. Среднее значение прочности $\sigma_{\text{в.св}}$ для сварных образцов в закаленном и закаленном+искусственно состаренном состояниях составило соответственно 384 и 440 МПа, т. е. фактически равное значению прочности для сплава без сварки в тех же состояниях – соответственно 385 и 443 МПа.

При испытании на растяжение разрушение у сварных образцов без термообработки после сварки происходило по шву, у образцов после закалки и закалки+искусственного старения после сварки – по основному материалу.

Предварительный отжиг и последующая термическая обработка (закалка+искусственное старение) позволили существенно увеличить прочность основного сплава и, в пределах экспериментального разброса, выровнять прочность шва ($\sigma_{\text{в.св}}=475$ МПа) и основного сплава ($\sigma_{\text{в}}=472$ МПа).

Таким образом, анализ микроструктуры сварного соединения позволил дать объяснение как резкому уменьшению прочности сварного шва без дополнительной термической обработки после сварки, так и ее повышению после закалки, и особенно закалки и искусственного старения. Однако он не позволил объяснить различие прочности сварных и термически обработанных образцов и исходного сплава в состоянии полной термической обработки, что потребовало дополнительных исследований химического состава сварного шва и ЗТВ.

Электронная микроскопия

На рис. 4, а приведена типичная микроструктура основного сплава до и после термической обработки: закалки (рис. 4, б) и закалки+искусственного старения (рис. 4, в). Видно, что в целом подтверждаются выводы оптической металлографии (рис. 2). Закалка приводит к увеличению фракции частиц (рис. 4, б – светлые образования), а искусственное старение вновь уменьшает их количество (рис. 4, в). Однако, как видно из сравнения рис. 4, а и в, проведенная термическая обработка не вернула микроструктуру в исходное состояние.

На рис. 5 приведен типичный пример микроструктуры основного сплава, ЗТВ и сварного шва после отжига. Аналогично оптической металлографии (рис. 3, а), наблюдаются формирования

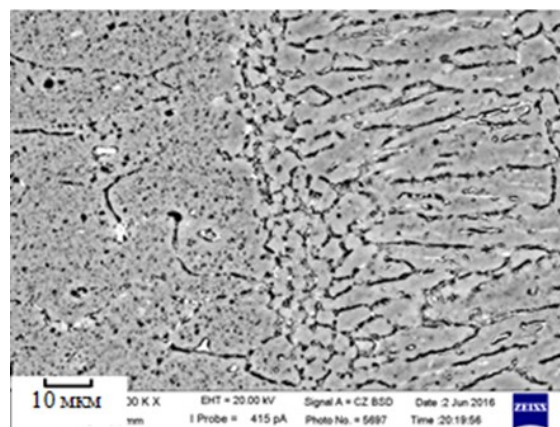


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения сплава В-1469 после отжига

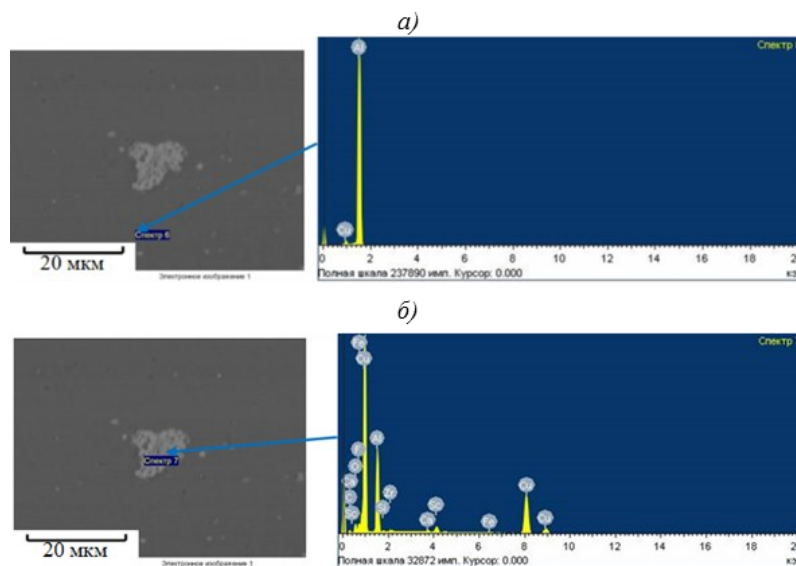


Рис. 6. Микроструктура и соответствующая спектрограмма основного сплава В-1469 в области твердого раствора (а) и внутри крупной частицы интерметаллида (б)

дендритов, особенно в сварном шве, на границах которых локализованы частицы.

Измерения химического состава исходного сплава показаны на рис. 6 в двух точках: в области твердого раствора (рис. 6, а) и внутри крупной частицы (рис. 6, б). Видно, что основная часть сплава представлена твердым раствором с соотношением Al:Cu≈30:1. Отметим, что присутствие углерода в сплаве обусловлено, по-видимому, условиями подготовки шлифов. В частице интерметаллида (рис. 6, б; табл. 1) содержится значительно большее количество меди (до 56% по массе), чем в твердом растворе (рис. 6, а; табл. 1). Кроме того, в нем содержится существенное количество Sc (~2% по массе) и Zr (~1,3% по массе), а также в небольших количествах другие элементы. Следовательно, частицы, которые наблюдаются при оптических и электронных регистрациях микроструктуры, являются центрами выпадения и концентрации примесей.

Аналогичная закономерность наблюдается при анализе микроструктуры сварного шва. Однако в нем после плавления и затвердевания формируется очень большое количество частиц различного размера, в которых локализуются примеси из рас-

плава. Этот процесс приводит к обеднению легирующими элементами металлической матрицы, в которой расположены эти частицы. Как и в исходном сплаве, эта матрица состоит преимущественно из алюминия с малой добавкой меди, но уже в соотношении Al:Cu≈60:1, т. е. количество меди уменьшилось в ~2 раза (рис. 7, а; табл. 2).

Следует отметить, что в частицах всегда присутствовало много легирующих элементов сплава, однако в исходном материале в частице преобладала медь. После лазерной переплавки в металлической матрице шва сформировались частицы, в которых могли преобладать и другие легирующие элементы. Типичный пример химического состава такой частицы приведен в табл. 2. Характерный размер этой частицы ~2 мкм. Из данных табл. 2 видно, что эта частица содержит до 21% (по массе) циркония и 6,6% (по массе) скандия при содержании меди <1,3% (по массе). Необходимо отметить, что буквально на расстоянии ~9 мкм от частицы химический состав твердого раствора внутри дендрита очень сильно обеднен легирующими элементами: помимо основы сплава – алюминия (97,6% по массе), зарегистрирована только медь (1,58% по массе) (рис. 7, а; табл. 2).

Таблица 1

Спектральный анализ основного материала (см. рис. 6)

| Элемент (оболочка атома*) | Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.) | |
|------------------------------|---|--------------------------|
| | в твердом растворе | в частице интерметаллида |
| C (K) | 4,10/8,88 | 6,83/19,58 |
| O (K) | 0,90/1,46 | 4,61/9,91 |
| F (K) | – | 3,65/6,62 |
| Al (K) | 91,76/88,34 | 23,50/29,98 |
| Si (K) | – | 0,30/0,37 |
| Ca (K) | – | 0,52/0,44 |
| Sc (K) | – | 2,08/1,59 |
| Fe (K) | – | 0,39/0,24 |
| Cu (K) | 3,24/1,32 | 56,80/30,77 |
| Zr (L) | – | 1,32/0,50 |

* Оболочки атомов, которые участвуют в испускании характеристического рентгеновского излучения.

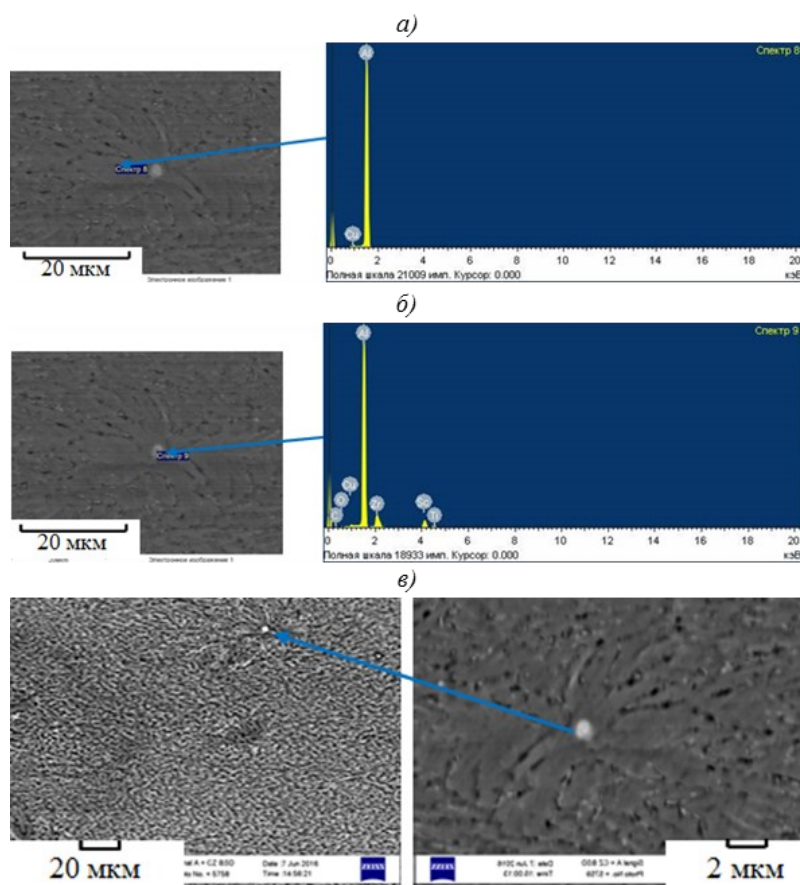


Рис. 7. Микроструктура и соответствующая спектрограмма сварного шва сплава В-1469 (без термической обработки) в области твердого раствора (а) и внутри частиц интерметаллида (б, в)

Важно также отметить, что эта частица не просто расположена на границе дендритного зерна, но и является узловым элементом формирования окрестных дендритных зерен (рис. 7, в).

Термическая обработка образцов изменяет как микроструктуру, так и распределение элементов в образцах. Четкая дендритная структура, возникающая в сварном шве при затвердевании расплава, после последующей закалки и старения становится слабо выраженной с размытыми границами. Происходит существенное уменьшение числа частиц, которые преимущественно располагались на границе зерен и делали их более контрастными. При проведении отжига дендритная структура формировалась и в окружающем шов сплаве. Од-

нако после закалки и искусственного старения в сплаве наблюдался только твердый раствор и частицы. На рис. 8 приведены типичная микроструктура и химический состав (табл. 3) как в части сварного шва (рис. 8, б), так и сплава (рис. 8, а) вне зоны шва, которые подвергли термической обработке: отжигу, закалке и искусственному старению. Термическая обработка приводила к выделению меди из частиц в твердый раствор, причем химический состав (в пределах точности измерений) восстанавливался по содержанию меди как в сплаве, так и в сварном шве до уровня исходного сплава (Al:Cu≈30:1). Видно, что после термической обработки химические составы сплава и шва очень близки.

Таблица 2

Спектральный анализ сварного шва (см. рис. 7)

| Элемент (оболочка атома*) | Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.) | |
|------------------------------|---|--------------------------|
| | в твердом растворе | в частице интерметаллида |
| C (K) | – | 6,57/16,33 |
| O (K) | 0,84/1,43 | 1,07/2,0 |
| Al (K) | 97,57/97,90 | 62,67/69,31 |
| Sc (K) | – | 6,63/4,40 |
| Ti (K) | – | 0,78/0,48 |
| Cu (K) | 1,58/0,67 | 1,28/0,60 |
| Zr (L) | – | 21,0/6,87 |

* Оболочки атомов, которые участвуют в испускании характеристического рентгеновского излучения.

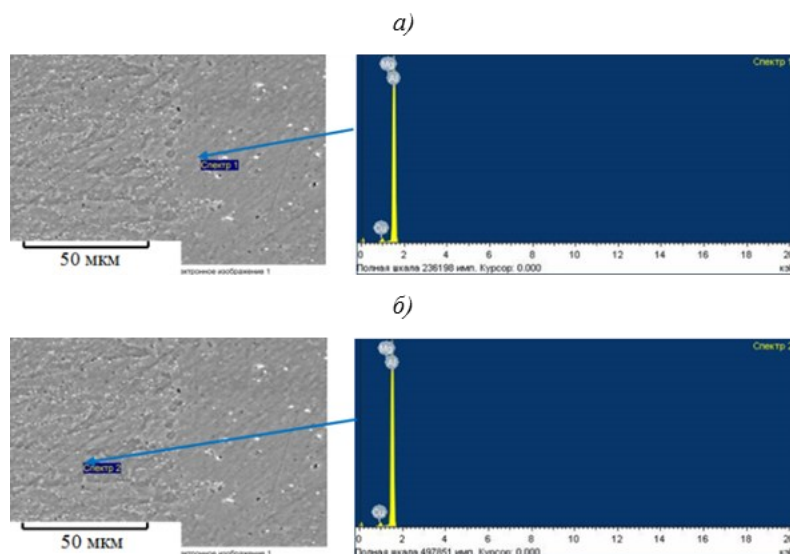


Рис. 8. Микроструктура и соответствующая спектрограмма сплава (а) и сварного шва (б) после термической обработки (отжиг+закалка+искусственное старение)

Таблица 3

Спектральный анализ основного материала и сварного шва после термической обработки (см. рис. 8)

| Элемент (оболочка атома*) | Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.) | |
|------------------------------|---|--------------------------|
| | в твердом растворе | в частице интерметаллида |
| C (K) | 6,02/12,72 | 9,63/19,52 |
| O (K) | 1,10/1,74 | 1,11/1,70 |
| Mg (K) | 0,28/0,30 | 0,27/0,27 |
| Al (K) | 89,19/83,86 | 85,52/77,17 |
| Sc (K) | 0,13/0,07 | 0,11/0,06 |
| Cu (K) | 3,29/1,31 | 3,35/1,29 |

* Оболочки атомов, которые участвуют в испускании характеристического рентгеновского излучения.

На рис. 9 показано распределение микротвердости в направлении поперек шва. Видно, что сварной шов без термической обработки имеет микротвердость в ~2 раза меньше микротвердости основного материала в состоянии полной термической обработки. Отжиг резко снижает микротвердость образца до уровня на 10% меньше, чем микротвердость сварного шва. Закалка и искусственное старение последовательно увеличивают микротвердость, доводя ее до уровня ~90% от средних значений для исходного сплава.

Таким образом, закономерность изменения микротвердости полностью соответствует закономерности изменения прочности образцов, полученной в работе [23], на различных этапах термической обработки.

Обсуждение и заключения

В сплавах системы Al–Cu при относительно малом содержании Mg ($Cu/Mg > 10$) и добавками серебра упрочнение осуществляется за счет дисперсионного выделения в твердом растворе θ' (Al_2Cu)- и Ω' -фаз [4, 5]. Причем Ω' -фаза имеет близкий к θ' -фазе состав (Al_2Cu), но на ее поверхности формируется моноатомный слой магния и серебра [4].

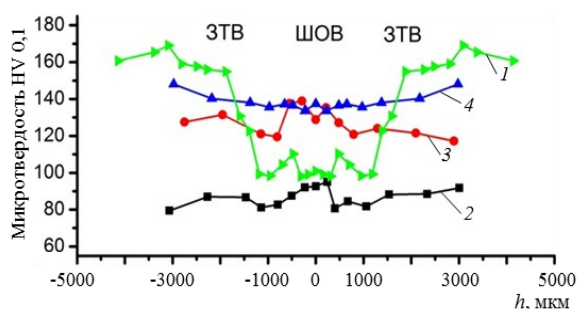


Рис. 9. Распределение микротвердости в зависимости от вида термообработки основного сплава и сварного шва:

1 – сварка; 2 – сварка+отжиг; 3 – то же+закалка; 4 – то же+искусственное старение

Высокие показатели статической прочности листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li обусловлены его уникальным фазовым составом, для которого в настоящее время установлена основная упрочняющая фаза T_1 (Al_2CuLi) [26].

Следует отметить, что в исходном сплаве в твердом растворе присутствуют включения

конгломератов частиц. Эти конгломераты (рис. 6, б) могут достигать размера ~10 мкм, тогда как размеры отдельных частиц <1 мкм. Эти частицы обогащены Cu (до 56% по массе), содержат также Sc (до 2% по массе) и Zr (до 1,3% по массе).

В сварном шве после затвердевания расплава происходит резкое увеличение частиц вторичных фаз (рис. 2 и 3). Значительное количество этих частиц выделяется по границам дендритных зерен, что обуславливает их контраст при наблюдении микроструктуры как в оптическом, так и электронном микроскопах. Например, аналогично данным работы [5], наблюдается фаза $Al_3(Zr, Sc)$, частицы которой содержат до 21% (по массе) Zr и располагаются в узле дендритных зерен (рис. 7, б, в).

Резкое увеличение вторичных фаз и выделение легирующих элементов в виде частиц приводит к обеднению, в частности, медью твердого раствора (рис. 7, а; табл. 1). В среднем концентрация Cu уменьшается с 3,2% (по массе) в исходном материале до 1,5–1,6% (по массе) в сварном шве. Это, в свою очередь, должно приводить к уменьшению количества фаз $T_1 (Al_2CuLi)$ и $\theta' (Al_2Cu)$ и, как следствие, – к снижению прочности сварного шва.

Проведение отжига образцов не приводило к изменениям микроструктуры и химического состава сварного шва, но приводило к существенному увеличению вторичных фаз в окружающем шов металле (рис. 5).

После полной термической обработки (закалка+искусственное старение) происходило выделение легирующих фаз в твердый раствор (рис. 8; табл. 3). Концентрация меди в сплаве восстанавливалась до исходного уровня 3,29% (по массе), в сварном шве приобретала близкое значение 3,35% (по массе), а количество частиц вторичных фаз резко уменьшалось. При этом значения прочности (~470 МПа) и микротвердости (рис. 9) основного материала и сварного шва устанавливались на одинаковом уровне. Однако необходимо отметить, что полученные значения механических свойств сварного соединения составили ~0,85 от значений механических характеристик исходного сплава, что можно объяснить в том числе отсутствием операции правки растяжением после повторной закалки образцов.

Таким образом, можно предположить, что проведение стандартной термической обработки образцов после процесса сварки позволяет восстановить структуру и фазовый состав всего образца на уровне микронных размеров. Прочностные свойства сплавов системы Al–Cu–Li и сварных соединений из них определяются концентрацией фаз $T_1 (Al_2CuLi)$ и $\theta' (Al_2Cu)$, имеющих характерный размер пластин – длина ~32 нм и толщина ~(2–3) нм. По-видимому, для восстановления их концентрации в сварном шве необходим контроль данных фаз на наноразмерном уровне.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ключкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П., Бурляева И.П., Овсянников Б.В. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминий-литиевого сплава В-1469 // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №1. С. 8–12.
2. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминийлитиевые сплавы // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-техн. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 163–171.
3. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2237098 Рос. Федерация; опубл. 24.07.2003.
4. Бер Л.Б., Телешов В.В., Уколов О.Г. Фазовый состав и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg–Ag–X_i // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. №5. С. 15–22.
5. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of over-aging on the microstructural evolution in an Al–Cu–Mg–Ag alloy during ECAP at 300°C // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 527. P. 163–175.
6. Gazizov M., Teleshov V., Zakharov V., Kaibyshev R. Solidification behaviour and the effects of homogenisation on the structure of an Al–Cu–Mg–Ag–Sc alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. Issue 39. P. 9497–9507.
7. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of pre-straining on the aging behavior and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Materials Science & Engineering*. 2015. Vol. 625. P. 119–130.
8. Zink W. Welding Fuselage shells // *Industrial Laser Solutions*. 2001. Vol. 16. Issue 8. P. 7–10.
9. Dittrich D., Standfuss J., Liebscher J., Brenner B., Beyer E. Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for a Regional Aircraft Fuselage Design – First Results // *Physics Procedia*. 2011. Vol. 12. P. 113–122.
10. Petrovic M., Veljic D., Rakin M., Radovic N. et al. Friction-stir welding of highstrength aluminium alloys and a numerical simulation of plunge stage // *Materials in technology*. 2012. Vol. 46. No. 3. P. 215–221.
11. Овчинников В.В., Грушко О.Е., Алексеев В.В., Магнитов В.С., Егоров П.В. Структура и свойства сварных соединений алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2012. №5. С. 7–11.
12. Овчинников В.В. Технология сварки алюминиевых сплавов: учеб. пособие. М.: МГИУ, 2005. 68 с.
13. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Антипов В.В., Иода Е.Н., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н. Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 // *Доклады академии наук*. 2015. Т. 465. №4. С. 419–424.
14. Annin B.D., Fomin V.M., Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Cherepanov A.N. Development of a technology for laser welding of the 1424 aluminum alloy with a high strength of the welded joint // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2015. Vol. 56. No. 6. P. 945–950.

15. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №4. Ст. 06. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.11.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
16. 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.
17. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // Тр. Всерос. науч.-практич. конф. «Сварка и безопасность». Якутск: ИФТПС СО РАН, 2012. С. 21–30.
18. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Антипов В.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Эффективность применения присадочных материалов при лазерной сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Сварочное производство. 2016. №10. С. 17–21.
19. Шиганов И.Н., Холопов А.А., Трушников А.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Лазерная сварка высокопрочных алюминий-литиевых сплавов с присадочной проволокой // Сварочное производство. 2016. №6. С. 44–50.
20. Клочкова Ю.Ю., Клочков Г.Г., Романенко В.А., Попов В.И. Структура и свойства листов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2015. №4 (37). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-3-8.
21. Покляцкий А.Г., Лозовская А.В., Гринюк А.А. и др. Повышение прочности швов при дуговой сварке алюминий-медных сплавов с применением скандийсодержащих присадок // Автоматическая сварка. 2006. Т. 2. С. 29–32.
22. Шиганов И.Н., Шахов С.В., Холопов А.А. Лазерная сварка алюминиевых сплавов авиационного назначения // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2012. №5. С. 34–50.
23. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Комплексное исследование лазерной сварки высокопрочного сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3 (42). С. 9–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-9-16.
24. 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.
25. Газизов М.Р., Кайбышев Р.О. Кинетика и механизм разрушения при циклическом нагружении Al–Cu–Mg–Ag сплава // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. №7. С. 748–757.
26. Шамрай В.Ф., Грушко О.Е., Тимофеев В.Н., Лазарев Э.М., Клочкова Ю.Ю., Гордеев А.С. Структурные состояния материала прессовок и листов сплава системы Al–Cu–Li, легированного серебром // Металлы. 2009. №3. С. 53–59.