

УДК 621.791.725

ВЛИЯНИЕ Mg И Cu НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Б. Д. Аннин, В. М. Фомин*, Е. В. Карпов,
А. Г. Маликов*, А. М. Оришич*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

* Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: annin@hydro.nsc.ru, fomin@itam.nsc.ru, evkarpov@mail.ru,
smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований лазерных сварных швов высокопрочных алюминий-литиевых сплавов систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li, подвергнутых различным видам обработки с целью получения высокопрочного сварного соединения. Проведен микроструктурный анализ, исследованы фазовый состав и механические свойства сварных швов до и после термообработки. Установлено, что комплексная термообработка шва (отжиг, закалка и искусственное старение) увеличивает его прочность, однако существенно уменьшает прочность сплава вне зоны термического влияния сварочного процесса.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминиевые сплавы, термообработка, пластическая деформация, прочность, микроструктура, фазовый состав.

DOI: 10.15372/PMTF20170521

Введение. Термоупрочняемые алюминиевые сплавы систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li [1–7], имеющие предел прочности при растяжении более 500 МПа, широко используются в авиационной и космической промышленности. Поэтому представляет интерес изучение свойств этих сплавов, а также исследование возможности получения неразъемных соединений с прочностью, близкой к прочности основного материала, что позволит отказаться от использования технологии заклепочного соединения деталей. Применение данной технологии в настоящее время обусловлено высокими прочностными и усталостными характеристиками заклепочных соединений, что имеет большое значение в авиации, однако она является очень трудоемкой и значительно увеличивает массу авиационных конструкций. В связи с этим исследуются перспективы использования сварки трением с перемешиванием, аргонодуговой и лазерной сварки [8–15].

Работа выполнена в рамках проекта “Физические основы влияния Mg, Cu и их соединений на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов” Комплексной программы фундаментальных исследований СО РАН “Междисциплинарные интеграционные исследования” на 2018–2020 гг.

© Аннин Б. Д., Фомин В. М., Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., 2017

Активно изучаются свойства современных сплавов типа среднепрочного коррозионно-стойкого свариваемого алюминиевого сплава 1424 системы Al–Mg–Li с уменьшенной плотностью [3] и высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li [2], а также свойства их зарубежных аналогов — сплавов 2090, 2098, 2195 и 2198 [1].

Сплав В-1469 является деформируемым, термически упрочняемым, т. е. его максимальная прочность достигается после специальной термической обработки [2]. Данный сплав применяется в конструкциях в состоянии Т1 (закалка и искусственное старение). Большая статическая прочность сплавов системы Al–Cu–Li обусловлена уникальным фазовым составом, который формируется в процессе термической обработки [2, 4–7].

Алюминиевый сплав 1424 с уменьшенной плотностью является одним из наиболее перспективных сплавов, используемых для создания сварного фюзеляжа аэробусов [3]. Сплав 1424 ($\rho = 2,47 \text{ г/см}^3$) представляет собой модификацию сплава 1420, улучшенного за счет дополнительного легирования цинком и скандием и уменьшения концентрации лития и магния. Листы и пресованные профили толщиной не более 10 мм из сплава 1420 рекомендованы к применению в конструкции в состоянии ТГ1 (закалка на воздухе и искусственное старение) [2]. В настоящее время прочность сварного шва сплава 1424, выполненного сваркой плавлением, составляет $0,75 \div 0,80$ прочности основного материала без дополнительной обработки сварного шва [14, 15].

Анализ результатов классической лазерной сварки показал, что относительная прочность сварных швов сплава системы Al–Cu–Li без их дополнительной обработки составляет $0,75 \div 0,85$ прочности основного материала в зависимости от способа легирования и технологии подготовки поверхности [8].

Основной причиной снижения прочности сварного соединения является выгорание легкоиспаряющихся легирующих элементов, таких как магний, литий, цинк, марганец. Для уменьшения влияния этого процесса проводится оптимизация режимов сварки либо присадка. Другой причиной уменьшения прочности является образование пор и трещин в сварных швах [8].

Таким образом, в настоящее время не разработан метод сварки современных высокопрочных алюминиевых сплавов с прочностью шва, равной прочности свариваемого материала.

Установлено, что для увеличения прочности сварного шва современных алюминиевых сплавов систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li необходимо проводить его дополнительную механическую и термическую обработку. В работе [14] исследовано влияние различных видов деформирования сварного соединения на его прочность. Показано, что для алюминиевого сплава 1424 системы Al–Mg–Li прочность сварного соединения после деформационной обработки составила $0,95$ прочности исходного сплава. В работе [12] для сплава В-1469 и в работе [13] для сплавов 2195 и 2199 исследовалось влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав неразъемных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием. В [12] показано, что максимальная прочность сварного соединения достигается при проведении полной термообработки (закалка и искусственное старение) после сварки.

В настоящей работе впервые проведено сравнение механических характеристик сварных швов сплавов 1424 и В-1469. Проведена оптимизация режима лазерной сварки данных сплавов и условий их термической обработки.

Материалы и методика эксперимента. Лазерная сварка алюминиевых сплавов 1424 и В-1469 осуществлялась на созданном в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН автоматизированном лазерном технологическом комплексе “Сибирь-1”, включающем непрерывный CO₂-лазер с мощностью до 8 кВт и параметром качества пучка $K = 0,7$, а также компьютерную систему управления лазером. Лазерное излучение

Таблица 1

Химический состав сплавов 1424 и В-1469

Сплав	C, %								
	Al	Cu	Mn	Li	Zr	Sc	Mg	Ag	Zn
В-1469	93,68 ÷ 95,05	3,2 ÷ 4,5	0,05 ÷ 0,08	1,0 ÷ 1,7	0,02 ÷ 0,26	0,02 ÷ 0,28	0,01 ÷ 0,50	0,45	0,2
1424	92,13	—	—	1,61	0,09	0,07	5,4	—	0,7

фокусировалось на поверхности металла с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием 254 ÷ 304 мм. Для защиты сварного шва использовалось защитное сопло, из которого подавался инертный газ (гелий). Заготовка из алюминиевого сплава толщиной 1,6 мм оставалась неподвижной, лазерное излучение перемещалось.

В табл. 1 приведены значения массовой доли C компонентов сплавов В-1469 и 1424.

Одной из особенностей сварки алюминиево-литиевых сплавов является необходимость устранения оксидной пленки сложного состава, образующейся на поверхности сплава при взаимодействии с окружающей атмосферой. Оксидная пленка устранялась с помощью химического фрезерования на толщину 0,15 ÷ 0,20 мм. Непосредственно перед сваркой кромки образцов зачищались до блеска с помощью металлического шпателя.

Образцы для испытаний на прочность изготавливались согласно ГОСТ 1497-84. Прочность сварных соединений измерялась при статическом растяжении образцов на электро-механической испытательной машине Zwick/Roell Z100.

Исследование микроструктуры методами электронной микроскопии проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15, оснащенного двумя детекторами: детектором обратнорассеянных электронов, позволяющим определять фазовый состав, и детектором вторичных электронов, предназначенным для анализа микрорельефа поверхности. Кроме того, для оценки состава сплава использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Oxford Instruments X-Max 80 mm².

Термообработка образцов проводилась в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры.

Для проведения оптического металлографического анализа подготавливались образцы сварных соединений, подвергнутых различным видам термообработки и без нее. Шлифы поперечного сечения приготавливались с помощью системы металлографической пробоподготовки с последующей полировкой суспензией, содержащей абразивные частицы размером 0,5 ÷ 3,0 мкм. Затем образцы протравливались в химическом реактиве Келлера. Макро- и микроструктура сварных швов исследовались на оптическом микроскопе Olympus LEXT OLS3000.

Сначала проводилась оптимизация процесса лазерной сварки по энергетическим параметрам: мощности лазерного излучения, положению фокального пятна лазерного излучения относительно поверхности заготовки и скорости сварки. В результате установлено, что оптимальная мощность излучения находится в диапазоне 2,7 ÷ 3,5 кВт. Оптимальное положение фокуса — под верхней поверхностью свариваемого листа на глубине 3 мм. Диапазон значений скорости составлял 3 ÷ 6 м/мин. В результате измерения прочности сварного соединения установлено, что она не зависит от скорости сварки.

Образцы лазерных сварных соединений получены при следующем режиме сварки: мощность лазера 3 кВт, скорость сварки 4 м/мин, фокус расположен под верхней поверхностью материала на глубине 3 мм.

После сварки образцы из сплава В-1469 [2] подвергались термообработке в следующих режимах:

— закалка в воде после выдержки при температуре $T = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин (скорость нагрева $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$);

— искусственное старение при $T = 160\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 24 ч (скорость нагрева $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$).

Некоторые образцы предварительно подвергались отжигу при температуре $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60 мин с последующим охлаждением в печи со скоростью не более $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до температуры $T = 260\text{ }^{\circ}\text{C}$, а затем — на воздухе.

Для образцов из сплава 1424 были выбраны следующие режимы термообработки:

— закалка с нагревом до $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой в течение 30 мин и охлаждением на воздухе (скорость нагрева $8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$);

— искусственное старение при $T = 120\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой в течение 12 ч (скорость нагрева $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$).

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 представлена зависимость напряжения от деформации для двух сплавов систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li при различных видах термообработки. Из рис. 1 следует, что после сварки существенно уменьшается прочность образца, после закалки увеличивается его относительное удлинение, а после процесса старения увеличивается прочность образца.

При испытании на прочность образцов со сварным швом без термической обработки разрушение происходило по шву. При испытании закаленных образцов, а также образцов, подвергнутых закалке и старению, разрушение происходило вне зоны действия лазерного излучения и зоны термического влияния.

В табл. 2 приведены данные о прочности на разрыв образцов, подвергнутых различным видам термической обработки (δ — предельное относительное удлинение, $k = \sigma_{\text{вТ}}/\sigma_{\text{в0}}$ — коэффициент ослабления сварного соединения, $\sigma_{\text{вТ}}$ — временное сопротивление разрыву термически обработанного образца, $\sigma_{\text{в0}}$ — временное сопротивление разрыву сплава до термической обработки). Из табл. 2 следует, что и абсолютная прочность сварного шва сплава 1424 ($\sigma_{\text{всв}} = 376\text{ МПа}$), и его относительная прочность ($k = 0,81$) больше соответствующих значений, полученных для сплава В-1469. Этот факт свидетельствует о

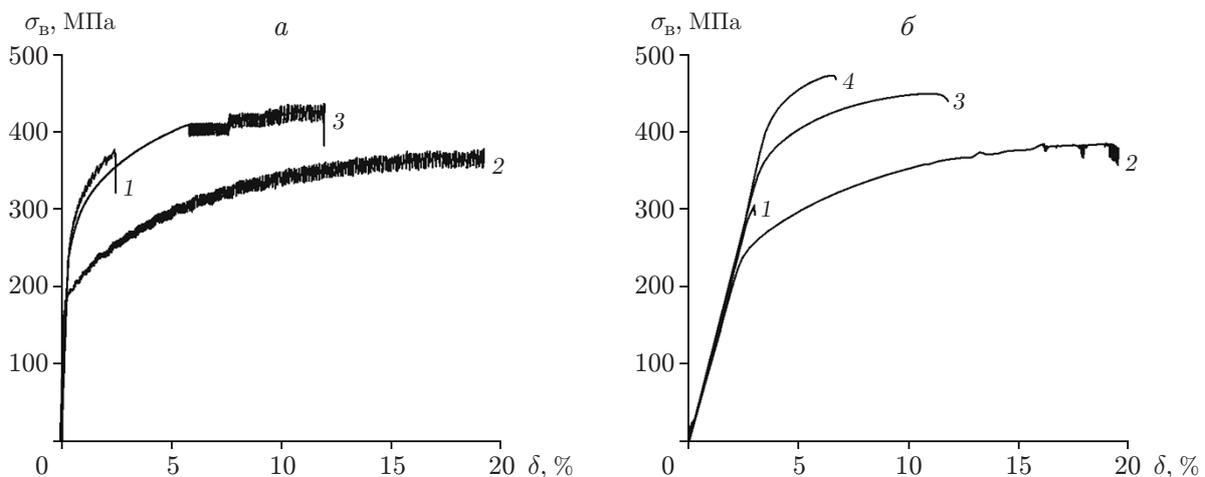


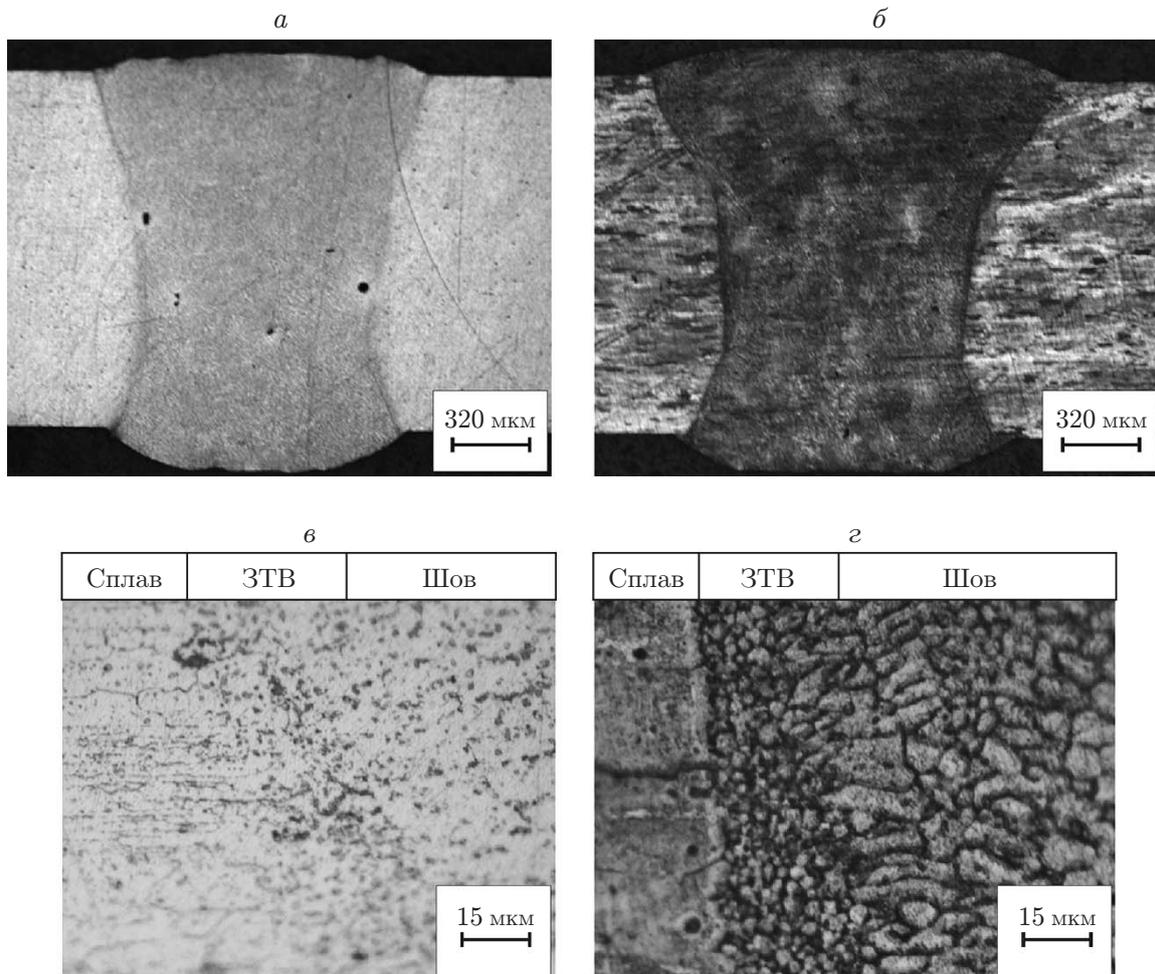
Рис. 1. Зависимость напряжения $\sigma_{\text{в}}$ от деформации δ в сплаве и сварном образце при различных видах термообработки:

a — сплав системы Al–Mg–Li, *б* — сплав системы Al–Cu–Li; 1 — сварка, 2 — сварка и закалка, 3 — сварка, закалка и искусственное старение, 4 — сварка, отжиг, закалка и искусственное старение

Таблица 2

Результаты испытаний на растяжение образцов исходных сплавов и сварных соединений

Способ термического воздействия	Сплав 1424			Сплав В-1469		
	σ_B , МПа	δ , %	k	σ_B , МПа	δ , %	k
Без термического воздействия	463	8,6	1,00	557	8,6	1,00
Сварка	376	2,4	0,81	306	3,1	0,55
Сварка и закалка	380	19,2	0,82	384	17,8	0,69
Сварка, закалка и искусственное старение	435	11,9	0,95	440	11,7	0,79
Сварка, отжиг, закалка и искусственное старение	—	—	—	475	6,6	0,85

Рис. 2. Фотографии макроструктуры (*а, б*) и микроструктуры (*в, з*) различных сплавов, полученные с помощью оптического микроскопа:*а, в* — сплав 1424; *б, з* — сплав В-1469

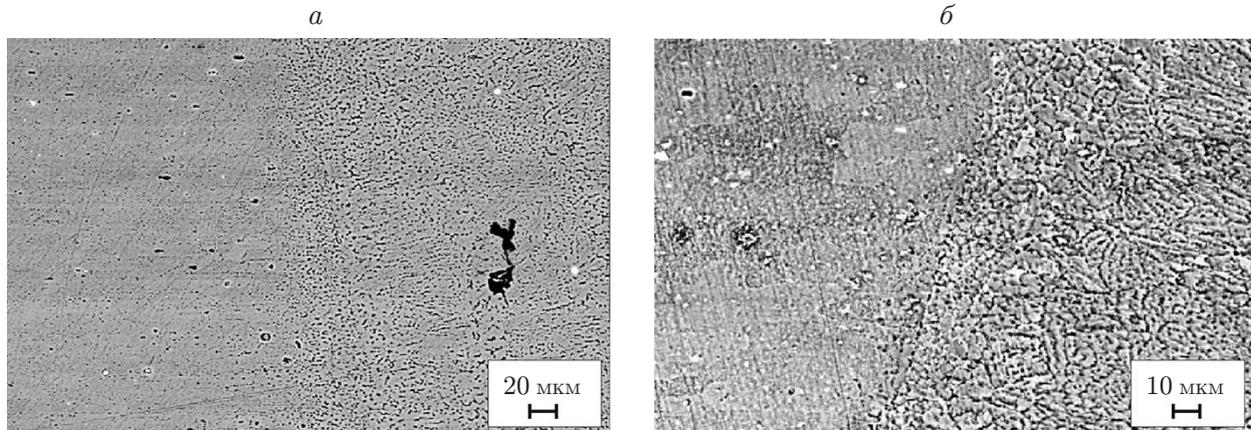


Рис. 3. Фотографии микроструктуры сплавов 1424 (а) и В-1469 (б), полученные с помощью электронного микроскопа

лучшей свариваемости сплава 1424. Однако термическая обработка позволяет существенно улучшить механические характеристики образцов. В частности, при закалке практически не меняется прочность образца сплава 1424 (увеличивается с 376 МПа до 380 МПа), но существенно увеличивается прочность образца сплава В-1469 (с 306 МПа до 384 МПа). Таким образом, в результате термической обработки прочность на растяжение образца со сварным соединением составляет 0,85 прочности основного материала в состоянии поставки для сплава системы Al–Cu–Li и 0,95 для сплава системы Al–Mg–Li.

На рис. 2 представлены макро- и микроструктуры сплавов 1424 и В-1469 в зоне сварного шва и зоне термического влияния (ЗТВ), а также макро- и микроструктуры этих сплавов в состоянии поставки.

На рис. 3 приведены фотографии шлифов, полученные с помощью растрового электронного микроскопа в режиме обратнорассеянных электронов. Макроструктура сварных швов исследуемых сплавов практически одинакова и является однородной. Однако процессы кристаллизации этих сплавов существенно различаются, что обусловлено наличием Cu или Mg. Прежде всего заметим, что исходный сплав имеет типичную рекристаллизованную структуру. Внутри металлической матрицы твердого раствора находятся темные включения, размеры которых составляют $0,1 \div 10,0$ мкм. В процессе сварки в ванне расплава В-1469 происходило разрушение исходной структуры материала и при кристаллизации формировалась типичная зернистая структура. Характерный размер дендритных зерен составлял $5 \div 20$ мкм. Темные включения присутствовали во всем объеме дендрита, но преимущественно были локализованы на границах дендритных зерен. Четко выраженная дендритная структура регистрировалась как при оптических, так и при электронных измерениях. Формированием данной структуры в процессе затвердевания сплава системы Al–Cu–Li, по-видимому, обусловлено резкое уменьшение (почти в два раза) относительной прочности сварного шва (см. табл. 2).

В процессе кристаллизации сплава 1424 системы Al–Mg–Li происходило увеличение количества темных включений, однако дендритные зерна не формировались (см. рис. 2). В результате относительная прочность сварного шва этой системы уменьшилась до значения $k = 0,81$, а абсолютная прочность ($\sigma_{\text{всв}} = 376$ МПа) оказалась больше прочности сварного шва сплава системы Al–Cu–Li ($\sigma_{\text{всв}} = 306$ МПа).

На рис. 4 показана микроструктура образцов сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, которые после сварки дополнительно подвергались закалке и искусственному старению.

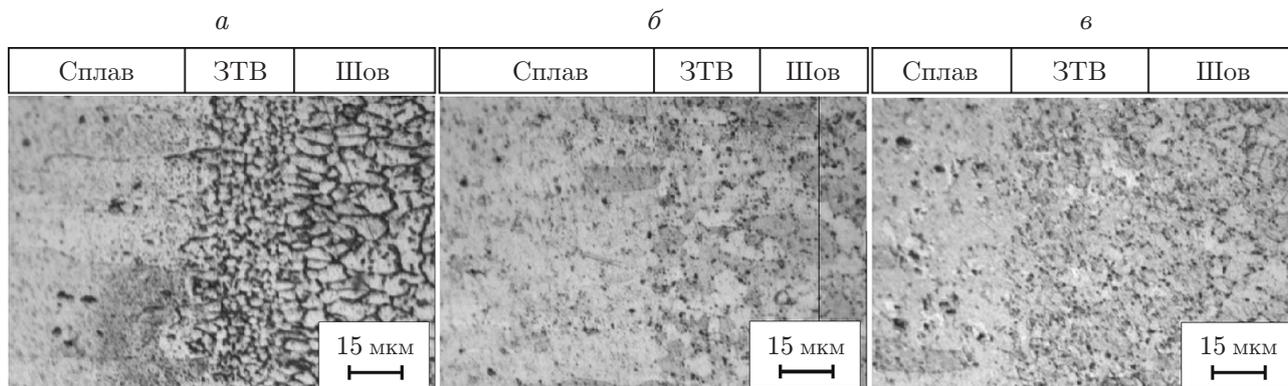


Рис. 4. Микроструктура сплава В-1469:

a — в исходном состоянии, *б* — после закалки, *в* — после закалки и искусственного старения

Таблица 3

Результаты EDS-анализа состава исходного сплава В-1469

Компонент сплава	С, %									
	C	O	F	Al	Si	Ca	Sc	Fe	Cu	Zr
Твердый раствор сплава	4,10	0,90	—	91,76	—	—	—	—	3,24	—
Темное включение	6,83	4,61	3,65	23,50	0,3	0,52	2,08	0,39	56,80	1,32

Существенное изменение микроструктуры сплава В-1469 в зоне сварного шва и ЗТВ произошло после закалки (см. рис. 4,б). Наблюдалось резкое уменьшение числа темных включений, особенно на границах зерен. Дендритные зерна становятся слабовыраженными. Старение приводило к почти полной рекристаллизации и формированию твердого раствора, близкого по структуре к исходному промышленному сплаву (см. рис. 4,в).

Данное изменение микроструктуры позволяет объяснить существенное увеличение прочности образцов (см. табл. 2). После закалки в зоне сварного шва структура сплава В-1469 становится близкой к структуре сплава 1424 без термической обработки (см. рис. 2, 3). По-видимому, этим объясняется незначительное различие значений прочности образцов из сплавов 1424 после сварки ($\sigma_{всв} = 376$ МПа) и В-1469 после сварки и закалки ($\sigma_{всв} = 384$ МПа).

Результаты EDS-анализа (энергодисперсионная рентгеновская спектрометрия) химического состава исходного сплава В-1469 приведены в табл. 3, измерения проводились в области рекристаллизованного твердого раствора и внутри крупного темного включения (см. рис. 2). Основная часть сплава, представляющая собой твердый раствор, содержит алюминий и медь в отношении 30 : 1, близком к соответствующему отношению в исходном сплаве. Следует отметить, что присутствие углерода в сплаве, по-видимому, обусловлено условиями подготовки шлифов. В крупном включении, точнее, в конгломерате включений массовая доля меди значительно больше (до 57 %) (см. табл. 3). Кроме того, в конгломерате включений содержится существенное количество Sc (приблизительно 2 %) и Zr (приблизительно 1,3 %), а также другие элементы. Включения, регистрируемые с помощью оптических и электронных приборов, являются центрами выпадения и концентрации примесей. Аналогичные результаты получены для сплава системы Al–Mg–Li.

В табл. 4 приведены результаты EDS-анализа химического состава исходного сплава системы Al–Mg–Li, измерения проводились в области рекристаллизованного твердого раствора и внутри крупного темного включения (см. рис. 2).

Таблица 4

Результаты EDS-анализа состава исходного сплава 1424

Компонент сплава	C, %								
	C	O	Mg	Al	Si	Zn	Sc	Ti	Zr
Твердый раствор сплава	15,48	1,02	4,24	78,40	0,31	0,55	—	—	—
Темное включение	5,65	0,87	0,61	56,98	—	0,85	6,53	2,76	25,75

Таблица 5

Результаты EDS-анализа состава сплава В-1469 в зоне сварного шва

Компонент сплава	C, %						
	C	O	Al	Sc	Ti	Cu	Zr
Твердый раствор сплава	—	0,84	97,57	—	—	1,58	—
Темное включение	6,57	1,07	62,67	6,63	0,78	1,28	21,00

После лазерной переплавки в металлической матрице шва сформировались включения, в которых присутствовали и другие легирующие элементы. Химический состав такого включения в сплаве В-1469 приведен в табл. 5. Характерный размер включения приблизительно равен 2 мкм. Из табл. 5 следует, что массовая доля циркония в данном включении составляет 21 %, скандия — 6,6 %, меди — менее 1,3 %. Заметим, что уже на расстоянии от включения, равном 9 мкм, химический состав твердого раствора внутри дендрита существенно обеднен легирующими элементами: кроме алюминия (97,6 %) зарегистрирована только медь (1,58 %).

Таким образом, применение комплексного метода получения неразъемных соединений, включающего как лазерную сварку, так и термическую обработку образцов, позволило впервые выявить принципиальное различие процессов кристаллизации сплавов систем Al–Mg–Li и Al–Cu–Li. Наличие Mg приводит к формированию микроструктуры сварного шва со слабовыраженными дендритными зернами. При этом основным процессом, по-видимому, является увеличение количества темных включений, в которых концентрируются легирующие элементы, вследствие чего происходит обеднение состава основного твердого раствора. В результате прочность сварного шва составляет 0,81 прочности исходного сплава. При термической обработке образцов из сплава системы Al–Mg–Li прочность образца увеличивается до значения, равного 0,95 прочности исходного сплава.

Для сплава системы Al–Cu–Li характерно формирование в зоне сварного шва мощной дендритной структуры, на границах зерен которой локализуется большое количество темных включений, в которых накапливаются легирующие элементы, обедняя твердый раствор. В совокупности эти процессы приводят к существенному уменьшению (приблизительно в два раза) прочности сварного шва. Термическая обработка образцов обуславливает изменение как микроструктуры образцов, так и распределения элементов в них. Четко выраженная дендритная структура, возникающая в зоне сварного шва при затвердевании расплава, после закалки и старения становится слабовыраженной с размытыми границами. Происходит существенное уменьшение количества включений, которые располагаются преимущественно на границах зерен. При термической обработке происходит выделение меди из включений в твердый раствор, при этом в пределах погрешности измерений концентрация меди как в сплаве, так и в сварном шве была такой же, как в исходном сплаве. После термической обработки химические составы сплава и шва очень близки.

Таким образом, термическая обработка даже на стадии закалки позволяет разрушить дендритную структуру, а полный термический цикл, включающий отжиг, закалку и искусственное старение, — увеличить прочность образца до значения, равного 0,85 прочности исходного сплава.

Следует отметить, что высокая статическая прочность сплава В-1469 обусловлена его уникальным фазовым составом. В сплавах системы Al–Cu–Li при относительно малой концентрации Mg ($\text{Cu} : \text{Mg} > 10$) упрочнение осуществляется за счет дисперсионного выделения в твердом растворе θ -фазы (Al_2Cu) и Ω -фазы [4–7], причем Ω -фаза имеет близкий к θ -фазе состав (Al_2Cu), но на ее поверхности формируется моноатомный слой магния и серебра [4, 6].

В исходном промышленном сплаве в твердом растворе присутствуют конгломераты темных включений. Данные включения, обогащенные Cu (до 56 %), содержат также Sc (до 2 %) и Zr (до 1,3 %) и, по-видимому, образуют многокомпонентные W-фазы [5].

После затвердевания расплава в зоне сварного шва происходит резкое увеличение количества частиц вторичных W-фаз. Значительное количество этих частиц распределено по границам дендритных зерен, вследствие чего зерна отчетливо видны как в оптическом, так и в электронном микроскопе. В среднем массовая доля Cu в твердом растворе уменьшается с 3,2 % в исходном материале до 1,5 ÷ 1,6 % в сварном шве, что в свою очередь приводит к уменьшению количества частиц θ -фаз (Al_2Cu) и Ω -фаз и как следствие к уменьшению механической прочности шва.

После термической обработки массовая доля меди в сплаве становилась равной ее значению в исходном сплаве (3,29 %) и была близка к ее значению в сварном шве (3,35 %), при этом количество частиц вторичных фаз резко уменьшалось. Следует отметить, что прочность сварного шва составляла 0,85 прочности исходного сплава.

Таким образом, можно предположить, что стандартная термическая обработка образцов после процесса сварки позволяет восстановить их структуру и фазовый состав. Однако прочностные свойства сплавов системы Al–Cu–Li зависят от концентрации частиц θ -фаз (Al_2Cu) и Ω -фаз, имеющих вид пластин длиной 32 нм и толщиной 2 ÷ 3 нм [7]. По-видимому, для восстановления концентрации частиц θ - и Ω -фаз необходима оптимизация времени и режимов старения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Aluminum-lithium** alloys: processing, properties, and applications / Ed. by N. E. Prasad, A. Gokhale, R. G. H. Wanhill. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013.
2. **Клочкова Ю. Ю., Клочков Г. Г., Романенко В. А., Попов В. И.** Структура и свойства листов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // *Авиац. материалы и технологии*. 2015. № 4. С. 3–8.
3. **Fridlyander I., Khokhlatova L., Kolobnev N., et al.** Thermally stable aluminum-lithium alloy 1424 for application in welded fuselage // *Metal Sci. Heat Treatment*. 2002. V. 44. P. 3–8.
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 терм. обраб. 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 // *J. Alloys Compounds*. 2012. V. 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 // *J. Alloys Compounds*. 2011. V. 509, iss. 39. P. 9497–9507.

7. **Gazizov M. R., Kaibyshev R. O.** Kinetics and fracture behavior under cycle loading of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Phys. Metals Metallography*. 2016. V. 117. P. 725–734.
8. **Rongshi Xiao, Xinyi Zhang.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // *J. Manufactur. Process*. 2014. V. 16. P. 166–175.
9. **Dittrich D., Standfuss J., Liebscher J., et al.** Laser beam welding of hard to weld Al alloys for a regional aircraft fuselage design — first results // *Phys. Procedia*. 2011. V. 12. P. 113–122.
10. **Drits A. M., Ovchinnikov V. V.** Weldability and properties of welds of high-strength aluminum alloys of the Al–Cu–Li system // *Metal Sci. Heat Treatment*. 2012. V. 53. P. 445–449.
11. **Sidhar H., Mishra R. S.** Aging kinetics of friction stir welded Al–Cu–Li–Mg–Ag and Al–Cu–Li–Mg alloys // *Materials Design*. 2016. V. 110. P. 60–71.
12. **Лукин В. И., Иода Е. Н., Пантелеев М. Д., Скупов А. А.** Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // *Тр. Всерос. науч.-исслед. ин-та авиац. материалов*. 2015. № 4. Ст. 6. [Электрон. ресурс]. Режим доступа: <http://viam-works.ru>.
13. **Calogero V., Costanza G., Missori S., et al.** Weldability study of Al–Cu–Li 2198 alloy // *Metallurgist*. 2014. V. 57. P. 1134–1141.
14. **Аннин Б. Д., Фомин В. М., Антипов В. В. и др.** Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 // *Докл. АН*. 2015. Т. 465, № 4. С. 419–424.
15. **Хохлатова Л. Б., Блинков В. В., Кондратюк Д. И. и др.** Структура и свойства сварных соединений листов из сплавов 1424 и В-1461, изготовленных лазерной сваркой // *Авиац. материалы и технологии*. 2015. № 4. С. 9–13.

Поступила в редакцию 22/V 2017 г.
