

УДК 669.017:669.715

Н.В. Булина¹, А.Г. Маликов², А.М. Оришич², Г.Г. Клочков³

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ
АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469,
ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ,
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕРМООБРАБОТКИ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39

Проведено исследование влияния термообработки на структурно-фазовый состав сварного шва алюминий-литиевого сплава В-1469, полученного с помощью лазерной сварки. В результате исследований показано, что термообработка основного сплава приводит к изменению параметров решетки и размеру кристаллов. Полная термообработка приводит к восстановлению структурных характеристик сплава до исходных значений. Показано, что изменение прочности образцов сплава В-1469 после сварки и термической обработки обусловлено пространственным распределением этих фаз, а не отсутствием или наличием примесных упрочняющих интерметаллидных фаз.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминий-литиевый сплав, структурно-фазовый состав, микроструктура, термообработка.

N.V. Bulina¹, A.G. Malikov², A.M. Orishich², G.G. Klochkov³

**RESEARCH OF THE STRUCTURAL-PHASE COMPOSITION
OF LASER WELD JOINT DEPENDING
ON THE THERMAL PROCESSING OF THE ALUMINUM ALLOY V-1469**

The effect of heat treatment on the structural-phase composition of a welded joint of the aluminum-lithium alloy V-1469 obtained by laser welding was studied. As a result it is shown that heat treatment of the base alloy leads to a change in the lattice parameters and crystal size. Complete heat treatment leads to the restoration of the structural characteristics of the alloy to the initial values. It is shown that the change in the strength of samples of alloy V-1469 after welding and heat treatment is not due to the absence or presence of impurity hardening intermetallide phases, but is due to the spatial distribution of these phases.

Keywords: laser welding, aluminum-lithium alloy, structural-phase composition, microstructure, heat treatment.

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения Российской академии наук [Federal State Budgetary Institution Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry Siberian Branch of Russian Academy of Sciences]; e-mail: root@solid.nsc.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук [Federal State Budgetary Institution Khristianovich institute of theoretical and applied mechanics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences]; e-mail: laser@itam.nsc.ru

³Федеральное 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

При создании авиационно-космической техники применяются современные высокопрочные алюминий-литиевые сплавы, имеющие пониженную плотность по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами благодаря применению лития [1, 2]. В настоящее время созданы новые термически упрочняемые, деформируемые сплавы третьего поколения системы Al–Cu–Li–X (X: Mg, Zn, Mn, Zr, Sc, Ag) [1–7], обладающие высокими механическими характеристиками.

Известно, что высокие механические свойства для алюминий-литиевых сплавов могут быть достигнуты при соответствующей термической обработке (ТО) путем применения искусственного старения. Данная ТО приводит к выделению из твердого раствора упрочняющих фаз: T₁ (Al₂CuLi), δ' (Al₃Li), θ' (Al₂Cu), S' (Al₂CuMg) [1–15]. Добавление в алюминиевые сплавы таких элементов, как Sc, Zr и Ag, приводит к образованию других фаз – в частности β'-фазы (Al₃Zr), W-фазы (на основе элементов Al, Cu и Sc),

Ω' -фазы (на основе элементов Mg и Ag), $Al_3(Sc, Zr)$, Al_3Sc [1, 6, 9, 10, 11, 16]. В работах [1, 6, 7, 9–11, 16, 17] показано, что фаза T_1 является упрочняющей, а также исследованы структурные изменения в зависимости от различных видов ТО. Причем следует отметить, что перечисленные фазы влияют на механические свойства алюминиевого сплава, а также изменяют его структуру в зависимости от различных видов ТО (закалка, отжиг, искусственное старение). Проводятся детальные исследования свойств таких сплавов, разрабатываются методы изменения прочностных характеристик и структурно-фазового состояния путем различных методов термической (закалка, искусственное старение, отжиг) и деформационной (пластическая деформация) обработки [4–11, 16–18].

В целях замены заклепочных соединений, широко применяемых в авиационно-космической технике, и снижения тем самым массы получаемых конструкций, активно разрабатываются технологии сварки алюминий-литиевых сплавов различными способами: сварка трением с перемешиванием, лазерная сварка, лазерная сварка с присадочной проволокой, электронно-лучевая сварка, аргоно-дуговая сварка [1, 19–26]. Однако сварные соединения этих сплавов имеют низкие механические свойства. Отношение прочности при разрыве сварного соединения к прочности основного сплава составляет 0,6–0,85.

Одним из перспективных способов сварки является лазерная сварка, так как обладает рядом преимуществ: малая ширина сварного шва, большая глубина проникновения луча в материал вследствие большой плотности энергии в режиме кинжального проплавления, высокая скорость сварки, низкая теплоотдача, небольшая зона термического влияния и возможность автоматизации процесса. Для увеличения прочности сварного шва термоупрочняемых алюминий-литиевых сплавов необходимо проводить дополнительную механическую и термическую обработку шва [22, 23, 26].

В данной работе, в продолжение работ [22, 23], проведено исследование изменения структурно-фазового состава лазерного сварного шва в зависимости от ТО алюминиевого сплава В-1469.

Материалы и методы

Лазерную сварку листов толщиной 1,5 мм из алюминий-литиевого сплава В-1469 системы Al-Cu-Li осуществляли с использованием CO_2 -лазера с максимальной мощностью 8 кВт, входящего в комплекс АЛПК «Сибирь» [22]. Схема сварки и подготовка образцов перед сваркой описаны в работе [22]. Режимы лазерной сварки следующие: мощность излучения 3,0 кВт, скорость перемещения 4 м/мин, положение фокуса от верхней границы листа 3 мм, фокусное расстояние ZnSe-линзы 254 мм, расход He (защитный газ) 5 л/мин.

В целях увеличения площади, подвергнутой лазерной обработке (для проведения рентгеноструктурного анализа), выполняли массив дорожек из лазерных швов с полным проплавлением с шагом между дорожками 3 мм (рис. 1) или 1,3 мм.

Набор образцов (рис. 1, б), полученных в идентичных условиях, подвергали различным вариантам ТО: закалка; закалка с последующим искусственным старением; отжиг; отжиг с последующей закалкой; отжиг с последующей закалкой и старением. Термообработку по аналогичным вариантам подвергали образцы исходного сплава (без лазерной обработки).

Нагрев под закалку проводили в муфельной печи при температуре 530°C с выдержкой в течение 30 мин и последующим охлаждением в воде. Скорость нагрева до 530°C составила 5°C/мин. Искусственное старение осуществляли при температуре 160°C (со скоростью нагрева 5°C/мин) в течение 24 ч. Отжиг проводили при температуре 400°C в течение 60 мин с последующим охлаждением со скоростью не более 30°C/ч до температуры 260°C.

Изучение фазового состава полученных образцов проводили методом порошковой рентгеновской

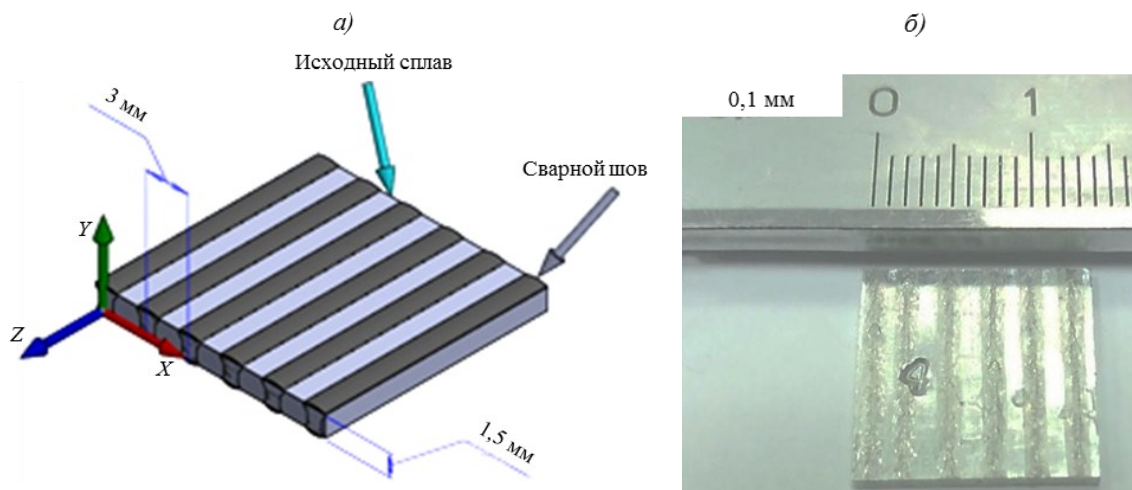


Рис. 1. Принципиальная схема массива лазерных швов (а) и фотография массива (б)

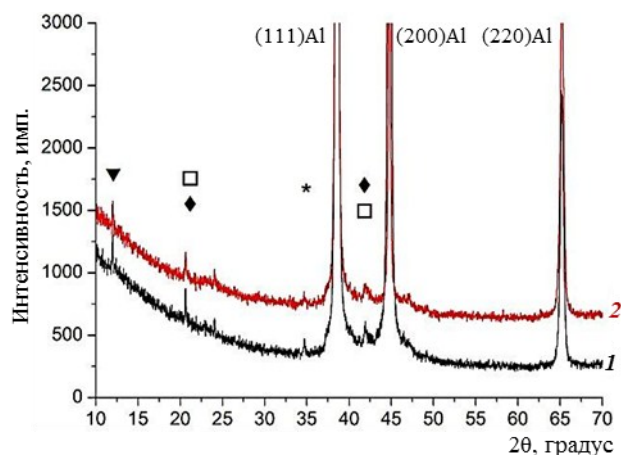


Рис. 2. Рентгенограммы для исходных листов из сплава В-1469 на поверхности (1) и на глубине 0,3 мм (2): □ – T_1 (Al_2CuLi); ◆ – θ (Al_2Cu); ▼ – S_1 (Al_2MgLi)

дифракции на дифрактометре D8 Advance с использованием характеристического излучения медного анода рентгеновской трубки $Cu K_{\alpha}$ ($\lambda=0,15406$ нм) и никелевого фильтра для подавления рефлекса от излучения $Cu K_{\beta}$. Съемку проводили в диапазоне углов 10–90 градусов с шагом 0,02 градуса и временем накопления в точке 35,4 с. В связи с тем, что в некоторых образцах наблюдались рефлексы с интенсивностью >20000 имп., то кроме данных рефлексов наблюдались также рефлексы от излучения $Cu K_{\beta}$, отмеченные на рентгенограммах символом «*». Анализ проводили с поверхности образца (ось Y – на рис. 1), а также на глубине 0,3; 1,2 мм и с оборотной стороны.

Параметры решетки алюминиевого сплава и размер кристаллитов (области когерентного рассеяния – ОКР) определяли из рентгенограмм методом Ритвельда в программе для полнопрофильного анализа Topas 4.2 (фирма Bruker AXS, Германия). Инструментальный вклад рассчитывали методом фундаментальных параметров [27].

Микроструктуру полученных образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе LEO 1430 VPI. При проведении спектрального анализа использовали энергодисперсионный детектор IPX OXFORD.

Результаты исследований
Фазовый состав и структурные характеристики листов из сплава В-1469

На рис. 2 представлены рентгенограммы для исходных листов из сплава В-1469 на поверхности и на глубине 0,3 мм. Рентгенограммы (здесь и далее) смещены относительно друг друга по вертикали для удобства сравнения.

Кроме рефлексов алюминия наблюдаются рефлексы интерметаллидных фаз, наиболее интенсивные из которых могут соответствовать следующим фазам: 12,3 градуса – S_1 (Al_2MgLi); 20,8 и 42,3 градуса – θ (Al_2Cu); 20,6 и 42,1 градуса – T_1 (Al_2CuLi) [10, 12–15, 17]. Необходимо отметить, что фазы θ и T_1 имеют близкие дифракционные максимумы, что не позволяет их различить. Количество интерметаллидных фаз и их концентрация на поверхности и в объеме сплава не меняются. Результаты количественного анализа по методу Ритвельда показали, что концентрация интерметаллидных фаз не превышает 1% (по массе).

В табл. 1 представлены структурные характеристики фазы $\alpha-Al$ для исходного материала (без лазерной обработки) на разной глубине от поверхности образца и после различных вариантов ТО. Показано, что размер кристаллитов (ОКР) и параметры

Таблица 1

Структурные характеристики образцов исходных листов из сплава В-1469 после различной термообработки

Условный номер образца	Глубина шлифовки, мм	Вид термообработки	Структурные характеристики фазы $\alpha-Al$ *	
			параметр решетки, нм	ОКР**, нм
1	0	В исходном состоянии	0,40519 (1)	54 (2)
2	0,3		0,40518 (1)	49 (2)
3	0,3	Закалка	0,40488 (1)	73 (2)
4	0,3	Закалка+старение	0,40504 (2)	58 (2)
5	0,3	Отжиг	0,40493 (1)	119 (3)
6	0,3	Отжиг+закалка	0,40464 (1)	74 (2)
7	0,3	Отжиг+закалка+старение	0,40488 (2)	75 (3)

* В скобках приведены стандартные отклонения уточняемых параметров.

** Область когерентного рассеяния.

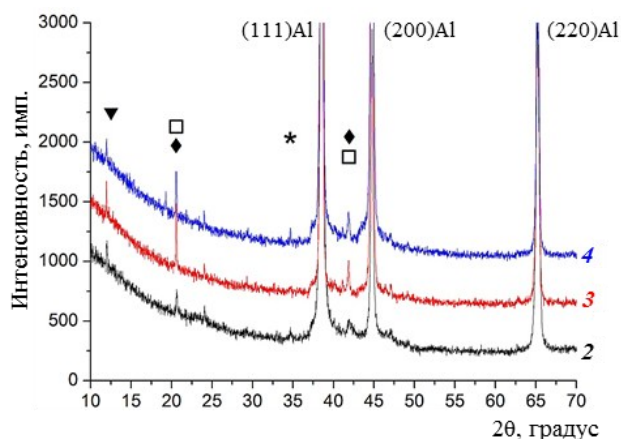


Рис. 3. Рентгенограммы образцов (2–4) исходных листов из сплава В-1469 после различных вариантов термообработки (см. табл. 1):
 □ – T₁ (Al₂CuLi); ♦ – θ (Al₂Cu); ▼ – S₁ (Al₂MgLi)

решетки по глубине образца от 0 до 0,3 мм (образцы 1 и 2 соответственно) не меняются. Это означает, что состав исходного материала как на поверхности, так и внутри объема идентичен. В табл. 1 также представлены результаты исследования структурных характеристик фазы α-Al на глубине 0,3 мм для образцов сплава после разных вариантов ТО.

Из данных табл. 1 видно, что закалка приводит к уменьшению параметра решетки α-Al и к увеличению размера его кристаллитов по сравнению с размером в исходном состоянии. Однако после старения параметр решетки увеличивается, а размер кристаллитов уменьшается, приближаясь к значениям исходного материала (без ТО).

На рис. 3 и 4 показано изменение рентгенограмм сплава в зависимости от ТО (в соответствии с данными табл. 1). При закалке происходит изменение распределения интенсивностей ре-

флексов фазы α-Al (рис. 4). Последующее старение приводит к восстановлению распределения интенсивностей (аналогично распределению в исходном материале). Состав интерметаллидных фаз при закалке не меняется, при последующем старении на рентгенограмме появляются дополнительные неидентифицированные рефлексы (рис. 3).

После отжига происходит уменьшение параметра решетки α-Al, а размер кристаллитов увеличивается в ~2,4 раза относительно значения исходного материала (табл. 1). Последующая ТО (закалка+искусственное старение) приводит к уменьшению размера кристаллов до 75 нм (табл. 1).

Фазовый состав и структурные характеристики сварного шва

Проведены исследования фазового состава сварного шва, полученного лазерной сваркой, после различных вариантов ТО и на разной

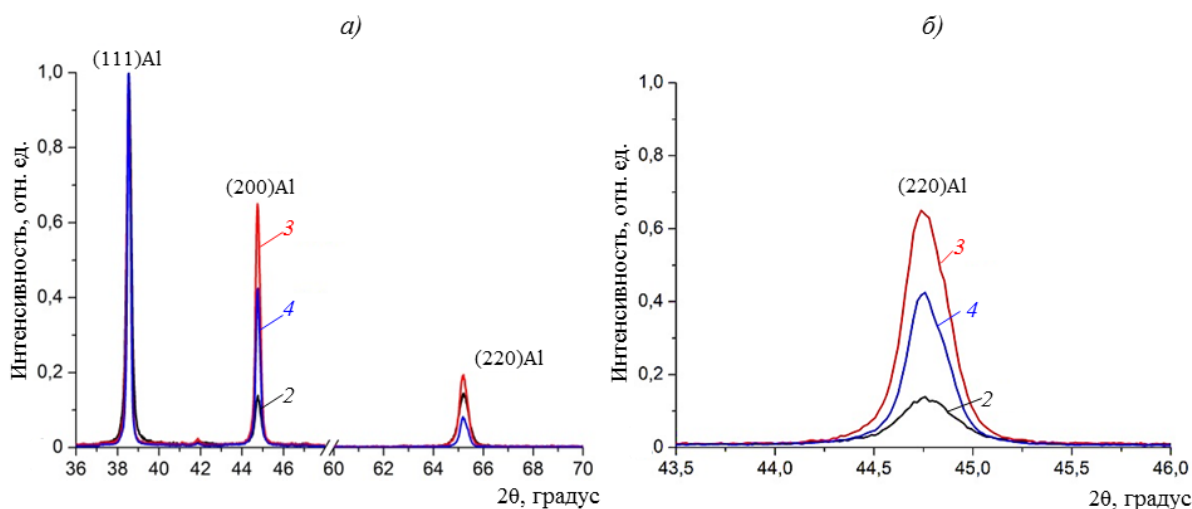


Рис. 4. Распределение интенсивностей основных рефлексов сплава после различных вариантов термообработки образцов 2–4 (см. табл. 1):
 а – общий вид; б – увеличенная область 2θ=43,5–46 градусов

Таблица 2

Структурные характеристики сварных соединений, полученных лазерной сваркой, сплава В-1469 после различной термообработки

Условный номер образца	Глубина шлифовки, мм	Вид термообработки	Структурные характеристики фазы α -Al*	
			параметр решетки, нм	ОКР**, нм
8	0 (верх)	В исходном состоянии (без термообработки)	0,40454 (1)	275 (9)
9	0,3		0,40468 (2)	161 (12)
10	1,2		0,40479 (2)	142 (3)
11	1,5 (низ)		0,40484 (2)	106 (3)
12	0,3	Закалка	0,40461 (1)	208 (10)
13	0,3	Закалка+старение	0,40450 (1)	187 (10)
14	0,3	Отжиг	0,40496 (1)	202 (5)
15	0,3	Отжиг +закалка	0,40466 (1)	196 (11)
16	0,3	Отжиг+закалка+старение	0,40450 (1)	227 (16)

* В скобках приведены стандартные отклонения уточняемых параметров.
 ** Область когерентного рассеяния.

глубине от поверхности образца, аналогичного образцу из исходных листов сплава В-1469.

В табл. 2 приведены структурные характеристики фазы α -Al для образцов со сварным швом на поверхности и на разной глубине шва (на расстоянии 0,3; 1,2 и 1,5 мм от поверхности), а также после различных вариантов ТО (на глубине 0,3 мм от поверхности).

Установлено, что структура сплава изменяется по глубине сварного шва, при этом параметр решетки увеличивается с 0,40454 до 0,40484 нм от поверхности к корню шва, а размер кристаллитов значительно уменьшается – с 257 до 106 нм. Отметим, что по сравнению с исходным состоянием листов у сварного шва параметры решетки меньше (0,40468 нм по сравнению с 0,40518 нм), а размеры кристаллитов в ~3 раза больше – образец 2 (табл.1) и образец 9 (табл. 2).

Термическая обработка приводит к изменению параметра решетки фазы α -Al в сварном шве: закалка и старение приводят к уменьшению, а отжиг – к увеличению параметра (табл. 2). Размер кристаллитов в сварном шве после термической обработки увеличивается со 161 нм (образец 9 – табл. 2) до 187–227 нм (образцы 12–16 – табл. 2).

На рис. 5 (режимы ТО соответствуют данным табл. 2) показано распределение интенсивности рефлексов на поверхности образца и по глубине шва на расстоянии 0,3; 1,2 и 1,5 мм от поверхности. Важно отметить, что данные рентгенограммы являются суммой взаимодействия рентгеновского излучения с переплавленными зонами сварного шва и промежуточными зонами исходного материала.

Видно, что фазовый состав интерметаллидов на поверхности сварного шва и в объеме идентичен, при этом нижняя часть (корень) шва отличается меньшим их содержанием. В сварном шве (как и в исходном материале) четко наблюдаются рефлексы, которые могут соответствовать следующим интерметаллидным фазам: 12,3 градуса – S_1 (Al_2MgLi); 20,8 и 42,3 градуса – θ (Al_2Cu); 20,6; 40,9; 46,2 градуса – T_1 (Al_2CuLi). Однако добавляются новые рефлексы в области углов 40–43 градуса, которые, возможно, соответствуют фазам β (Al_3Mg_2) (41,5 градуса) и W ($Al_xCu_ySc_z$) (41,3 и 42,2; 46,4 градуса). Таким образом, наличие сварного шва, который занимает ~50% анализируемой поверхности, не приводит к изменению фазового состава исследуемого сплава.

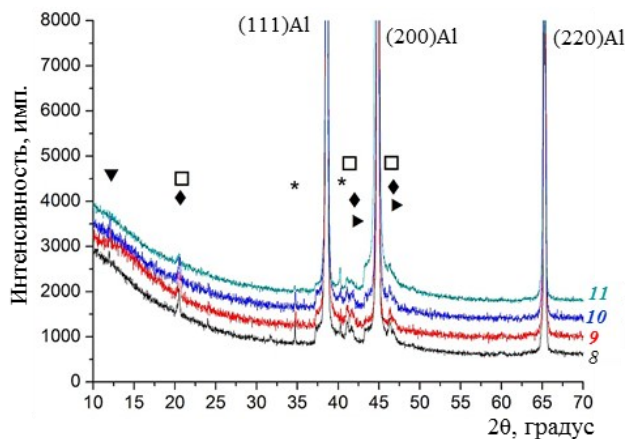


Рис. 5. Рентгенограммы сварного шва на разной глубине от поверхности образцов 8–11 (см. табл. 2): □ – T_1 (Al_2CuLi); ♦ – θ (Al_2Cu); ▼ – S_1 (Al_2MgLi); ► – W ($Al_xCu_ySc_z$)

На рис. 6 приведены сравнительные рентгенограммы сварных швов (с полным проплавлением) с шагом между дорожками 3 и 1,3 мм на глубине 0,3 мм от поверхности. Следует отметить, что при шаге между дорожками 3 мм сварной шов занимает 50% исследуемой поверхности, а при шаге 1,3 мм – всю поверхность (100%).

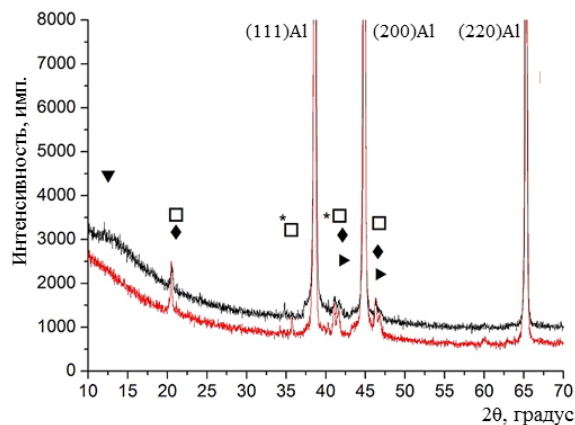


Рис. 6. Рентгенограммы массива сварных швов с шагом между дорожками 3 (—) и 1,3 мм (—) на глубине 0,3 мм от поверхности:
□ – T_1 (Al_2CuLi); ♦ – θ (Al_2Cu); ▼ – S_1 (Al_2MgLi); ► – W ($Al_xCu_\gamma Sc_z$)

Анализ рентгенограмм показал, что при увеличении площади проплавленной области рефлекс на угле 12,3 градуса исчезает, а интенсивность рефлексов на углах 20,60; 35,9; 40,9; 41,6; 46,2 и 46,9 увеличивается в ~2 раза. С учетом того, что после ТО (в частности закалки) происходит унификация структуры [23] и фазового состава как сплава, так и сварного шва, в дальнейшем измерения проводили при шаге между дорожками 3 мм.

На рис. 7 представлены рентгенограммы образцов сварного шва (на расстоянии 0,3 мм от

поверхности) после различных вариантов ТО: закалка; закалка+старение (рис. 7, а); отжиг; отжиг+закалка; отжиг+закалка+старение (рис. 7, б).

Видно, что у отожженного образца сварного шва (14 – табл. 2) наблюдаются новые рефлексы на углах 26,5; 43,8; 51,9 и 63,8, которые соответствуют фазе $AlCu_3$. Подобные рефлексы также зарегистрированы в отожженном образце без сварки, причем их интенсивность больше. После ТО (закалка; закалка+искусственное старение) рефлексы $AlCu_3$ отсутствуют, рентгенограммы становятся аналогичными образцам исходных листов из сплава В-1469 (рис. 7, б).

Обсуждение результатов

Ранее в работе [23] подробно исследована микроструктура и прочностные свойства сплава В-1469 и сварного шва, а также влияние на них ТО. Отметим, что лист из сплава В-1469 в исходном состоянии имеет типичную рекристаллизованную структуру. Основу сплава В-1469 составляет твердый раствор легирующих элементов в α -Al. Анализ химического состава показал, что состав исходного твердого раствора исследованных образцов близок к типичному химическому составу сплава В-1469 системы Al–Cu–Li. Внутри металлической матрицы твердого раствора находятся частицы с широким разбросом по размеру – от долей микронметра до 10 мкм (рис 8, а). Наблюдается также небольшое число частиц (рис. 8, а), имеющих значительно большую концентрацию Cu (до 16%) в своем составе. Закалка – без заметного изменения микроструктуры металлической матрицы – приводит к увеличению количества этих частиц. Данные частицы, по-видимому, являются интерметаллидными фазами, что согласуется с результатами рентгеноструктурного анализа, где при закалке также наблюдается увеличение концентрации интерметаллидов (рис. 3). Искусственное старение приводит к уменьшению их количества.

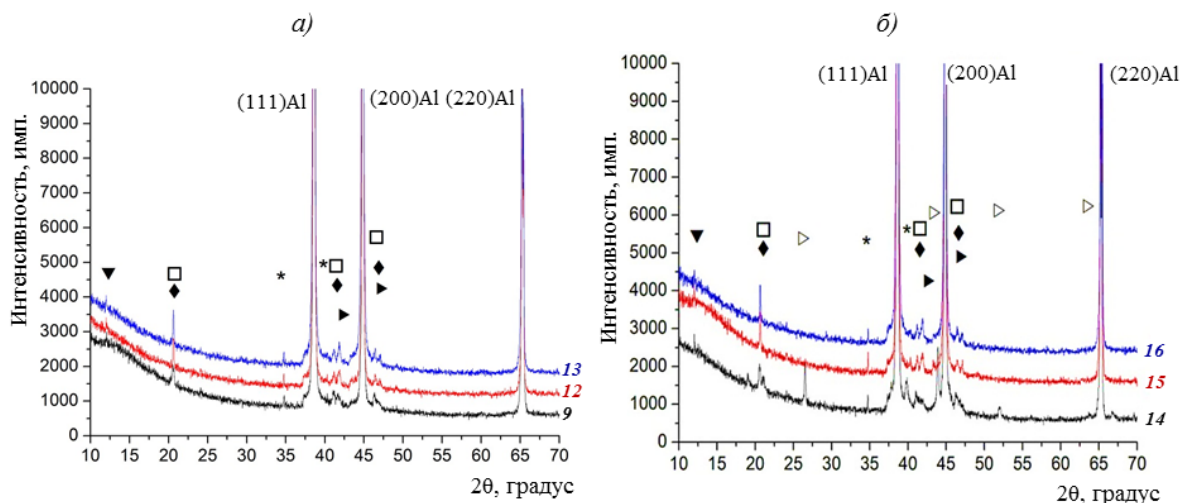
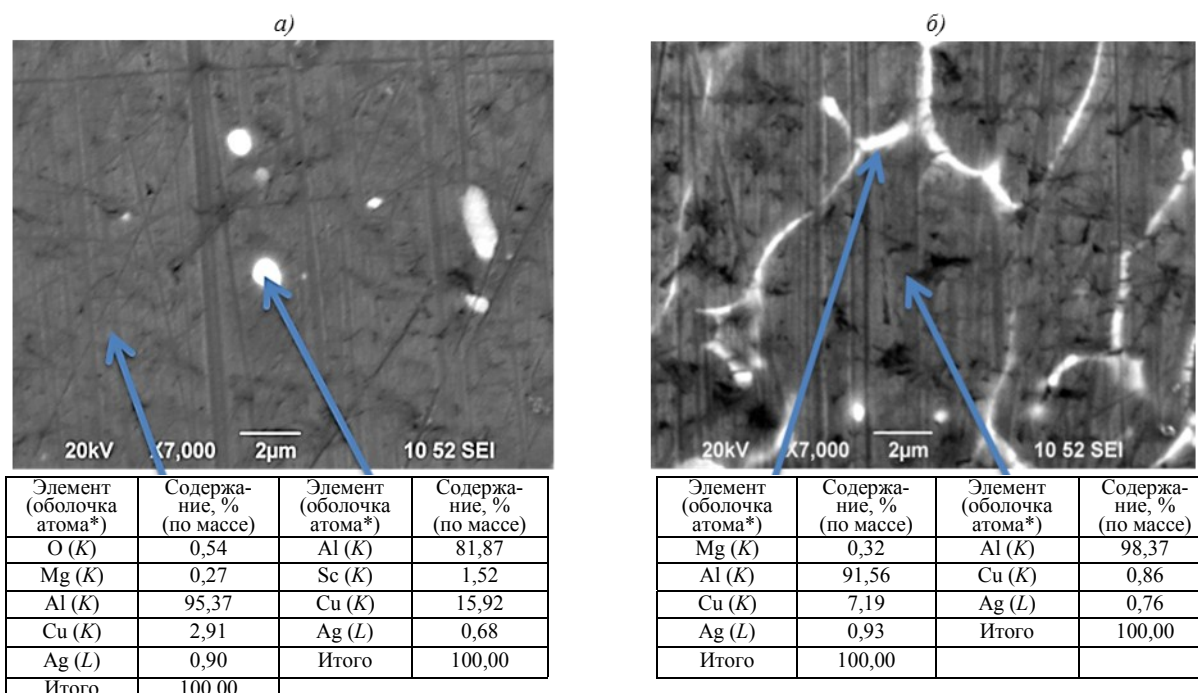


Рис. 7. Рентгенограммы сварного шва (на расстоянии 0,3 мм от поверхности) после различных вариантов термообработки (а – закалка; закалка+старение; б – отжиг; отжиг+закалка; отжиг+закалка+старение) образцов в исходном состоянии (9) и в соответствии с данными табл. 2 (12–16):

□ – T_1 (Al_2CuLi); ♦ – θ (Al_2Cu); ▷ – θ ($AlCu_3$); ▼ – S_1 (Al_2MgLi); ► – W ($Al_xCu_\gamma Sc_z$)



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

Рис. 8. Микроструктура (СЭМ) образцов листа из сплава В-1469 (а) и сварного шва (б) без термообработки

По данным сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), в сварном шве после затвердевания расплава происходит резкое увеличение количества частиц интерметаллидных фаз (рис. 8, б). Содержание меди в них изменяется в интервале 6–12% (по массе), а также наблюдаются другие легирующие элементы – например, % (по массе): 0,16 Sc, 1 Ag, ~0,3 Zr. Наличие в сварном шве интерметаллидных частиц с большим содержанием меди согласуется с данными рентгеноструктурного анализа, в соответствии с которыми в зоне сварки наблюдалось увеличение концентрации фаз θ (Al_2Cu) и T_1 (Al_2CuLi).

Значительное количество интерметаллидных частиц выделяется в областях дислокаций по границам дендритных зерен (рис. 8, б), что обуславливает их контраст при наблюдении микроструктуры как в оптическом, так и в электронном микроскопах. Резкое увеличение количества частиц с большой концентрацией Cu приводит к обеднению меди твердого раствора, где ее содержание составило 0,8–1,1% (по массе) (рис. 8, б).

На рис. 9 показано изменение микроструктуры сварного шва после ТО. После закалки и искусственного старения количество светлых частиц в сварном шве уменьшается, а также наблюдается увеличение концентрации меди (до 3–5% (по массе)) в твердом растворе и уменьшение параметров его решетки (табл. 2).

Изменение периода решетки α -Al обычно связывают с неравномерностью распределения компонентов в объеме твердого раствора, обусловленное факторами, независимыми от диаграммы состояния

сплава. Действие этих факторов изменяет равновесное состояние твердого раствора, что обуславливает его отклонение от идеализированной картины однородной среды. Эти факторы вызывают те или иные структурные неоднородности в однофазном твердом теле или же изменяют уровень таких неоднородностей. Структурные неоднородности характеризуются с кристаллогеометрической стороны искажениями решетки, т. е. нарушениями правильной периодичности расположения атомов, свойственной структурно-однородному телу, а с энергетической стороны – избыточной энергией искажения решетки. На практике существует возможность снижения избыточной энергии структурной неоднородности посредством замены атомов одного компонента атомами другого. Попадая путем диффузии в участки с искаженной решеткой, атомы тем прочнее оседают в них, чем больше снижается при этом избыточная энергия [28].

Согласно данным работ [16, 18], атомы Cu и Mg действуют разнонаправленно на параметры решетки матрицы: увеличение содержания Cu за счет растворения интерметаллидных фаз в твердом растворе уменьшает период решетки, тогда как обогащение твердого раствора атомами Mg за счет растворения интерметаллидных фаз приводит к росту периода решетки. Можно предположить, что наблюдаемое снижение параметров решетки в сварном шве, по сравнению с исходным состоянием листов из сплава В-1469 (табл. 2), обусловлено растворением интерметаллидных фаз T_1 (Al_2CuLi) и θ (Al_2Cu). Однако, по данным рентгеноструктурного анализа, в области сварного

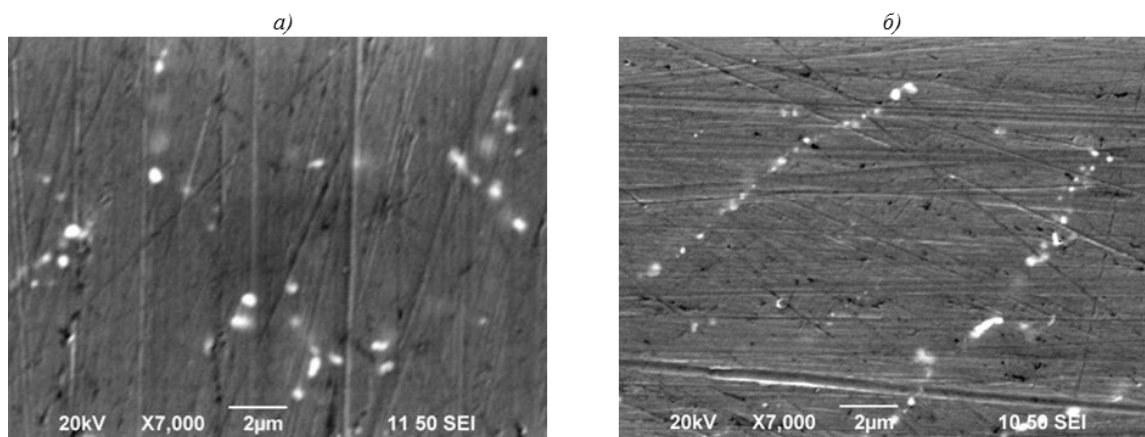


Рис. 9. Микроструктура сварного шва после термообработки: а – закалка; б – закалка+искусственное старение

шва зарегистрировано не падение, а рост концентрации фаз θ и T_1 (рис. 6) и трехкратное увеличение размера кристаллитов (табл. 2). По данным исследования химического состава с помощью СЭМ можно предположить, что часть атомов Cu в процессе сварки диффундирует в области дислокаций на границы дендритных зерен, обедняя твердый раствор, что также, по-видимому, приводит к увеличению концентрации фаз θ (Al_2Cu) и T_1 (Al_2CuLi) на границе дендрита.

Из данных табл. 2 видно, что параметр решетки фазы α -Al изменяется по глубине сварного шва. Наблюдается плавный рост параметра (сверху вниз), при этом происходит значительное уменьшение величины ОКР. Изменение приведенных величин по толщине образца объясняется разной степенью прогрева при лазерной обработке – верхняя часть образца нагревается больше нижней.

При дальнейшей ТО сварного шва размер зерен увеличивается со 161 до 187–227 нм (табл. 2). Так, для закаленного шва наблюдаемое уменьшение периода решетки и возрастание значений ОКР после старения можно объяснить частичным растворением Cu-содержащих интерметаллидных фаз, а также диффузией Cu в твердый раствор, за счет которой происходит обогащение алюминиевого сплава медью. При проведении отжига сварного шва происходит значительное возрастание параметра решетки – обеднение твердого раствора медью с выделением фазы $AlCu_3$ (рис. 8). Закалка и старение значительно уменьшают параметр – происходит обогащение твердого раствора медью за счет растворения $AlCu_3$.

Заключения

В данной работе исследовано влияние ТО на структурно-фазовый состав образцов сварного шва листов из алюминий-литиевого сплава В-1469.

Показано, что локальный нагрев сплава В-1469, происходящий при лазерной сварке, приводит к уменьшению периода решетки сплава, к значительному росту размера кристаллитов, а также к выделению интерметаллидных фаз, локализующихся по границам дендритных зерен алюминиевого сплава.

Установлено, что структура сплава изменяется по глубине сварного шва, при этом параметр решетки увеличивается с 0,40454 до 0,40484 нм от поверхности к корню шва, а размер кристаллитов значительно уменьшается – с 257 до 106 нм. По сравнению с исходными образцами из листов, у сварного шва параметры решетки фазы α -Al меньше (0,40468 нм по сравнению с 0,40518 нм), а размеры кристаллитов в ~3 раза больше.

Термическая обработка приводит к изменению параметра решетки фазы α -Al в сварном шве: закалка и старение приводят к уменьшению, а отжиг – к увеличению этого параметра. Размер кристаллитов в сварном шве после термической обработки увеличивается со 161 до 187–227 нм.

Работа выполнена совместно сотрудниками ИТПМ СО РАН и ИХТТМ СО РАН в рамках проекта «Физические основы влияния Mg, Si 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.

ЛИТЕРАТУРА

1. Prasad N.E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. Aluminum-lithium alloys: Processing, Properties, and Applications. Butterworth-Heinemann, 2013. 608 p.
2. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications // Metall. Mater. Trans. A. 2012. Vol. 43. No. 9. P. 3325–3337.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГИЦ 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.

4. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминий-литиевые сплавы // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-технич. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 163–171.
5. Клочкова 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.
6. Fridlyander I.N., Grushko O.E., Shamrai V.F., Klochkov G.G. High-strength structural silver-alloyed underdensity Al–Cu–Li–Mg alloy // *Met. Sci. Heat Treat.* 2007. Vol. 49. No. 5–6. P. 279–283.
7. 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.
8. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие Al–Li сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2013. №9. С. 5–11.
9. 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.
10. Chen Z., Zhao K., Fan L. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al–Cu–Li–X alloy // *Materials Science and Engineering: A.* 2013. Vol. 588. P. 59–64.
11. Rodgers B.I., Prangnell P.B. Quantification of the influence of increased pre-stretching on microstructure-strength relationships in the Al–Cu–Li alloy AA2195 // *Acta Materialia.* 2016. Vol. 108. P. 55–67.
12. Li J.F., Zheng Z.Q., Li S.C. et al. Simulation study on function mechanism of some precipitates in localized corrosion of Al alloys // *Corrosion Science.* 2007. Vol. 49. P. 2436–2449.
13. 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.
14. Medjahed A., Henniche A., Derradji M. et al. Effects of Cu/Mg ratio on the microstructure, mechanical and corrosion properties of Al–Li–Cu–Mg–X alloys // *Materials Science and Engineering: A.* 2018. Vol. 718. P. 241–249.
15. Li H., Huang D., Kang W. et al. Effect of Different Aging Processes on the Microstructure and Mechanical Properties of a Novel Al–Cu–Li Alloy // *Journal of Materials Science & Technology.* 2016. Vol. 32. P. 1049–1053.
16. Лукина Е.А., Алексеев А.А., Антипов В.В., Хохлатова Л.Б., Журавлева П.Л. Фазовые превращения в процессе длительных низкотемпературных нагревов для промышленных сплавов 1424, В-1469 и 1441 // *Физика металлов и металловедение.* 2011. Т. 112. №3. С. 253–261.
17. Шамрай В.Ф., Тимофеев В.Н., Грушко О.Е. Исследование структуры прессовок и листов из сплава системы Al–Cu–Li, упрочненных частицами Al₂CuLi(N1) // *Физика металлов и металловедение.* 2010. №4. С. 415–423.
18. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al–Cu–Li и Al–Mg–Li // *Деформация и разрушение материалов.* 2015. №11. С. 10–26.
19. Oladimeji O.O., Taban E. Trend and innovations in laser beam welding of wrought aluminum alloys // *Welding in the World.* 2016. Vol. 60. P. 415–457.
20. Xiao R., Zhang X. Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // *Journal of Manufacturing Processes.* 2014. Vol. 16. P. 166–175.
21. 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.
22. 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. С. 9–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-9-16.
23. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов В.В., 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. 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.
25. Овчинников В.В., Грушко О.Е., Алексеев В.В. и др. Структура и свойства сварных соединений алюминиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой // *Заготовительные производства в машиностроении.* 2012. №5. С. 7–11.
26. Лукин В.И., Кулик В.И., Бецофен С.Я., Лукина Е.А., Шаров А.В., Пантелеев М.Д., Саморуков М.Л. Сварка трением с перемешиванием полуфабрикатов высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2017. №12 (60). Ст. 2. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 15.01.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-2-2.
27. Cheary R.W., Coelho A.A. A fundamental parameters approach of X-ray line-profile fitting // *Journal of Applied Crystallography.* 1992. Vol. 25. P. 109–121.
28. Porter D.A., Easterling K.E., Sherif M. *Phase Transformation in Metals and Alloys.* London: CRS Group, 2009. 520 p.