

УДК 621.791.725

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Г. Маликов, А. М. Оришич, И. Е. Витошкин,
Е. В. Карпов*, А. И. Анчаров**,***

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

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

** Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630128 Новосибирск, Россия

*** Институт ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

E-mails: smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru, igor.vitoshkin.97@mail.ru,
evkarpov@mail.ru, ancharov@mail.ru

Приведены результаты экспериментального исследования прочностных характеристик и структурно-фазового состава неразъемного соединения разнородных материалов на основе термически упрочняемых алюминиевых сплавов Д16Т системы Al-4,4Cu-1,5Mg и 1420 системы Al-5,2Mg-2,1Li, полученных методом лазерной сварки встык. С помощью синхротронного излучения методом дифракции на просвет исследован фазовый состав сварного шва. С использованием оптической микроскопии изучена его микроструктура. Показано, что термообработка (закалка и искусственное старение) позволяет улучшить механические свойства сварного соединения.

Ключевые слова: лазерная сварка, разнородные материалы, алюминий-литиевый сплав, прочность, структурно-фазовый состав.

DOI: 10.15372/PMTF20210516

Введение. При разработке современных транспортных средств, удовлетворяющих определенным условиям эксплуатации, часто возникает необходимость комбинировать различные авиационные сплавы. В частности, при создании самолета используется более 20 видов алюминиевых сплавов, в том числе алюминий-литиевые [1]. Изготовление неразъемных соединений данных сплавов основано на использовании технологии заклепочного соединения деталей с помощью большого количества заклепок. Технология заклепочного соединения требует больших временных затрат, что обусловлено использованием ручного

Работа по оптимизации режимов сварки, исследованию микроструктуры, механических свойств выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2021–2023 гг. (коды проектов 121030900259-0, 1021060107169-4) с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН). Дифракционные исследования выполнены с использованием оборудования Сибирского центра синхротронного и терагерцевого излучения в рамках государственного задания Института химии твердого тела и механохимии СО РАН (код проекта FWUS-202102024).

© Маликов А. Г., Оришич А. М., Витошкин И. Е., Карпов Е. В., Анчаров А. И., 2021

труда, при этом процесс сопровождается шумом и вибрацией. Кроме того, при использовании заклепочной технологии детали соединяются внахлест, что приводит к увеличению материалоемкости и массы конструкции, а также к необходимости принимать специальные меры для герметизации изделий. В настоящее время технология заклепочного соединения уступает место сварке, обеспечивающей увеличение эффективности процесса соединения материалов и уменьшение массы конструкций [2, 3]. Однако до сих пор не решена задача достижения необходимых механических свойств (предела прочности, предела текучести, относительного удлинения) разнородных сварных соединений алюминиевых сплавов [4]. Сварка разнородных материалов связана с определенными трудностями, среди которых наиболее существенной является различие структурно-фазового состава и соответственно механических свойств этих материалов. Так, в зависимости от системы легирования термически упрочняемых алюминиевых сплавов используются упрочняющие фазы различного типа, а именно: для сплава 1420 системы Al-5,2Mg-2,1Li — фаза δ' (Al_3Li), для сплава Д16Т системы Al-4,4Cu-1,5Mg — упрочняющая фаза S (Al_2CuMg).

На свойства сварного шва, зависящие от зеренной структуры представленных сплавов, основное влияние оказывают фазовые превращения, происходящие в процессе изготовления листов и приводящие к изменению распределения избыточных интерметаллидов, их объемной доли и дисперсности. Указанные выше сплавы отличаются значительной гетерофазностью и сложностью фазовых превращений при нагреве и охлаждении в процессе гомогенизационного отжига, горячей прокатки, а также в процессе промежуточной смягчающей термообработки при холодной прокатке и окончательной закалке.

Целями данной работы являются исследование процесса лазерной сварки разнородных термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, изучение их структурно-фазового состава с применением синхротронного излучения на установке класса Mega Science, а также разработка методов постобработки (закалка и искусственное старение) для улучшения механических свойств сварного шва.

1. Материалы и методика экспериментов. В экспериментах использовались термически упрочняемый алюминиевый сплав Д16Т и алюминий-литиевый сплав 1420 производства Каменск-Уральского металлургического завода (Россия). Сплав Д16Т системы Al-4,4Cu-1,5Mg (с соотношением массовых долей $C_{\text{Cu}}/C_{\text{Mg}} \approx 2,9$) широко используется в аэрокосмической промышленности (элементы фюзеляжа, силовые элементы каркаса, шпангоуты и т. д.). Большое отношение его прочности к массе, высокая устойчивость к повреждениям обусловлены использованием меди и магния в качестве основных легирующих элементов, а также проведением соответствующей термомеханической обработки [5]. Сплав 1420 системы Al-5,2Mg-2,1Li ($C_{\text{Mg}}/C_{\text{Li}} \approx 2,5$) является промышленным сплавом авиационного назначения (сварные герметичные отсеки, окантовки иллюминаторов, люки и лючки, компоненты кабины и др.) [6].

Алюминиевый сплав Д16Т состоит из твердого α -раствора, в матрице которого содержатся фазы S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu), T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$). Основной упрочняющей фазой является S (Al_2CuMg). Сплав 1420 состоит из твердого α -раствора, в матрице которого содержатся фазы δ' (Al_3Li), β' (Al_3Zr), S₁ (Al_2MgLi). Основной упрочняющей фазой является δ' (Al_3Li). В табл. 1 приведены значения массовой доли C компонентов сплавов Д16Т и 1420. В табл. 2 представлены физико-механические характеристики данных сплавов (ρ — плотность, λ — теплопроводность, $\sigma_{\text{в}}$ — предел прочности на растяжение, $\sigma_{0,2}$ — предел текучести, δ — относительное удлинение).

Лазерная сварка листов термически упрочняемых алюминий-литиевого сплава 1420 и алюминиевого сплава Д16Т [2, 7] осуществлялась в режиме, обеспечивающем отсутствие горячих трещин, подрезов, непроваров: мощность лазера — 2,2 кВт, скорость сварки — 4 м/мин, излучение фокусируется под поверхностью материала на глубине $\Delta f = 4$ мм.

Таблица 1
Химический состав сплавов

Сплав	Система легирования	C, %					
		Al	Cu	Mn	Li	Zr	Mg
Д16Т	Al-4,4Cu-1,5Mg	93,60	4,4	0,5	—	—	1,50
1420	Al-5,2Mg-2,1Li	92,58	—	—	2,1	0,1	5,22

Таблица 2
Физико-механические характеристики сплавов

Сплав	Система легирования	ρ , г/см ³	λ , Вт/(м·К)	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Д16Т	Al-4,4Cu-1,5Mg	2,77	117	433	308	20,6
1420	Al-5,2Mg-2,1Li	2,47	76	450	280	18,5

Образцы для испытаний на прочность изготавливались согласно ГОСТ 1497-84 из исходных листовых материалов и сваренных пластин. В образцах со сварными швами шов располагался в середине рабочей части перпендикулярно направлению приложенной силы.

Испытания на прочность проводились на электромеханической универсальной испытательной машине Zwick/Roell. Относительное удлинение измерялось экстензометром на базе длиной 20 мм, в пределах которой находился сварной шов шириной приблизительно 1 мм. Микроструктура сварных соединений исследовалась с использованием оптического микроскопа OLYMPUS LEXT 3000. Структурно-фазовый анализ сварного шва проводился с помощью синхротронного излучения. Дифракционные исследования выполнялись на станции четвертого канала синхротронного излучения от накопителя ВЭПП-3 [8]. Использовалось монохроматическое излучение с длиной волны 0,3685 Å. При малой длине волны используемого рентгеновского излучения происходит уменьшение углов дифракции и все дифракционные максимумы смещаются в область малых углов. С помощью “жесткого” рентгеновского излучения и плоского двухкоординатного детектора (mag345) регистрируются основные дифракционные максимумы. Анализ дифракционной картины позволяет получить информацию не только о положении и интенсивности дифракционных колец, но и о распределении интенсивности по кольцу. Малый диапазон углов и высокая проникающая способность “жесткого” синхротронного излучения позволяют проводить исследования в геометрии по Лауэ на просвет. При такой геометрии вклад в дифракционную картину дают не только поверхностные слои образца, но и весь объем вещества, через который проходит поток излучения.

В случае неподвижного образца по виду дифракционных колец можно судить о размере кристаллитов и текстуре. При вращении образца рефлексy от мелких кристаллитов сливаются в кольца. Если в образце присутствуют кристаллиты, размеры которых соизмеримы с размером пучка используемого излучения или превышают его, то, последовательно проходя через отражающие положения, атомные плоскости дают набор высокоинтенсивных дифракционных рефлексов, образующих симметричную картину, т. е. регистрируется дифрактограмма вращения монокристалла [9]. Высокая интенсивность синхротронного излучения и возможность регистрировать рассеянное в определенном диапазоне углов излучение позволяют получать дифрактограммы с высокой статистической точностью в течение нескольких десятков секунд.

Для проведения исследований фазового состава на различных участках сварного шва использовался пучок монохроматизированного синхротронного излучения с сечением размером 100 × 400 мкм.

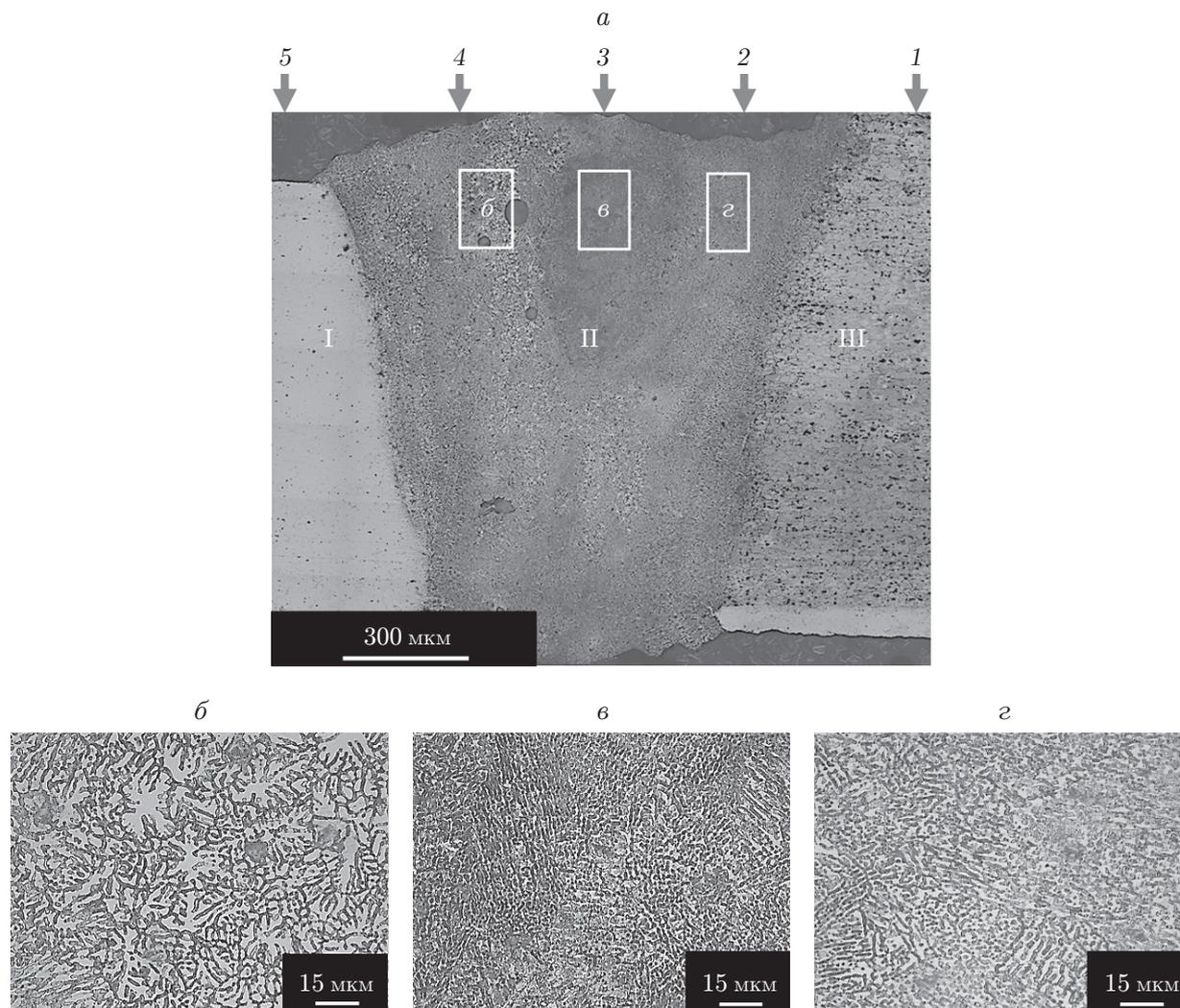


Рис. 1. Макроструктура (а) и микроструктура в различных областях (б-г) сварного соединения:

I — сплав 1420, II — сварной шов, III — сплав Д16Т; 1-5 — точки, в которых определялся фазовый состав

2. Результаты экспериментов. Ниже приводится методика экспериментов и анализируются полученные результаты.

2.1. *Оптическая металлография.* На рис. 1 показана макроструктура сварного шва с указанием точек, в которых определялся фазовый состав, а также микроструктура шва в зоне перемешивания. Исследования, проводившиеся с использованием оптической металлографии, позволили установить, что при лазерной сварке разнородных алюминиевых сплавов реализуются различные механизмы кристаллизации расплава в областях, примыкающих к сплавам 1420 и Д16Т.

Зона плавления имеет четко выраженную дендритную структуру, но размер дендритов в различных областях различен. Так, микроструктура зоны плавления, примыкающей к сплаву 1420, состоит из разупорядоченных равноосных дендритов размером $10 \div 15$ мкм (см. рис. 1, б), в середине сварного шва — из мелких (размером $2 \div 5$ мкм) ячеистых дендритов (см. рис. 1, в) и в области, примыкающей к сплаву Д16Т, — из столбчатых дендритов размером $5 \div 10$ мкм (см. рис. 1, г).

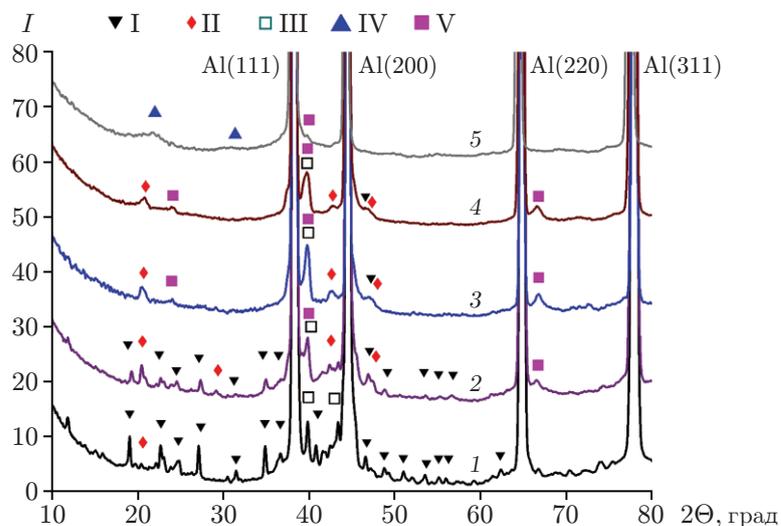


Рис. 2. Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением: линии — области сварного соединения (1 — сплав Д16Т, 2 — зона расплава, примыкающая к сплаву Д16Т, 3 — центр сварного шва, 4 — зона расплава, примыкающая к сплаву 1420, 5 — сплав 1420); точки — упрочняющие фазы (I — S (Al_2CuMg), II — θ (Al_2Cu), III — T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), IV — δ' (Al_3Li), V — T_2 (Al_6CuLi_3))

2.2. *Дифракция на просвет.* С помощью синхротронного излучения исследован структурно-фазовый состав сварного соединения. В процессе регистрации фазовых дифрактограмм полученные данные осреднялись по площади сечения пучка излучения с характерным размером 100 мкм.

На рис. 2 приведены дифрактограммы образцов со сварным соединением, полученные с помощью синхротронного излучения в геометрии по Лауэ на просвет (I — интенсивность излучения). Точки, в которых проводились измерения, показаны на рис. 1. Из рис. 2 следует, что на дифрактограммах исходного сплава Д16Т помимо интенсивных рефлексов фазы α -Al присутствуют в основном рефлексы фазы S (Al_2CuMg) и незначительные рефлексы фазы θ (Al_2Cu). Кроме того, исследование с помощью синхротронного излучения позволило зафиксировать рефлексы фазы T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$). В зоне плавления сварного шва (кривая 2 на рис. 2) количество рефлексов θ (Al_2Cu) значительно увеличивается по сравнению с исходным сплавом Д16Т. Кроме того, зафиксированы рефлексы фазы T_2 (Al_6CuLi_3). В центре сварного шва и в зоне расплава, примыкающей к сплаву 1420 (кривые 3, 4), в основном регистрируются рефлексы фаз T_2 (Al_6CuLi_3), T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), θ (Al_2Cu), в сплаве 1420 — фаза δ' (Al_3Li).

На рис. 2 видно, что при углах рассеяния $2\theta = 39, 66^\circ$ рефлексы фаз T_2 (Al_6CuLi_3) и T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) совпадают.

На рис. 3 представлены рефлексы данных фаз с высоким разрешением в области углов $2\theta = 39 \div 43^\circ$ и $2\theta = 66 \div 68^\circ$, что позволяет идентифицировать их более детально.

Согласно базе данных PDF4 для фазы T_2 (Al_6CuLi_3) рефлексы существуют при $2\theta = 39,912; 66,864^\circ$, а для фазы T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) — при $2\theta = 39,976; 43,369; 66,614^\circ$. Можно предположить, что в зоне расплава (кривая 2 на рис. 2) в основном формируется фаза T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), но нельзя исключать наличие фазы T_2 (Al_6CuLi_3); в зонах, которым соответствуют кривые 3, 4, формируется фаза T_2 (Al_6CuLi_3), но наличие фазы T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) также нельзя исключать.

2.3. *Испытания на растяжение.* Результаты испытаний на растяжение представлены в табл. 3.

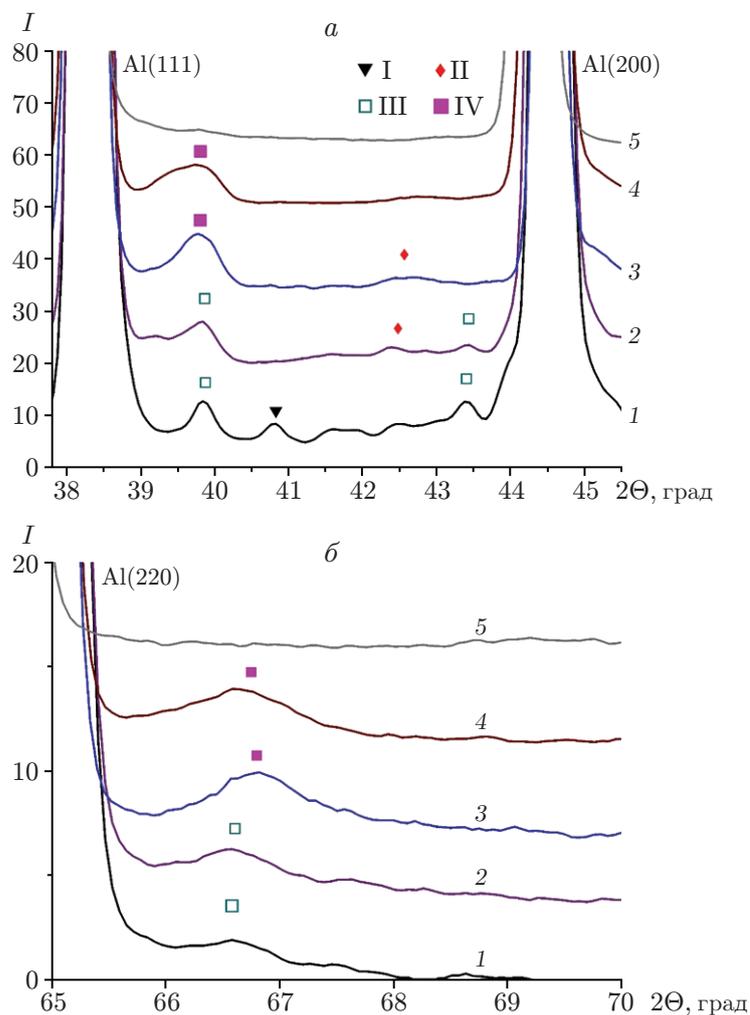


Рис. 3. Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением:
a — $2\theta = 39 \div 43^\circ$, *б* — $2\theta = 66 \div 68^\circ$; линии — области сварного соединения (1 — сплав Д16Т, 2 — зона расплава, примыкающая к сплаву Д16Т, 3 — центр сварного шва, 4 — зона расплава, примыкающая к сплаву, 5 — сплав 1420); точки — упрочняющие фазы (I — S (Al_2CuMg), II — θ (Al_2Cu), III — T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), IV — T_2 (Al_6CuLi_3))

Таблица 3

Механические характеристики сварных соединений
 в отсутствие термообработки и после термообработки

Режим термообработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Сварной шов в отсутствие термообработки	207	193	0,76
Закалка:			
$T = 470^\circ\text{C}$	240	187	2,40
$T = 500^\circ\text{C}$	302,5	192	5,32
$T = 530^\circ\text{C}$	181	167	1,07
$T = 560^\circ\text{C}$	40	20	0,32
Закалка при $T = 500^\circ\text{C}$, искусственное старение при $T = 190^\circ\text{C}$ и выдержка в течение 8 ч	305	280	1,10
Закалка при $T = 500^\circ\text{C}$, искусственное старение при $T = 170^\circ\text{C}$ и выдержка в течение 16 ч	299	257	1,50

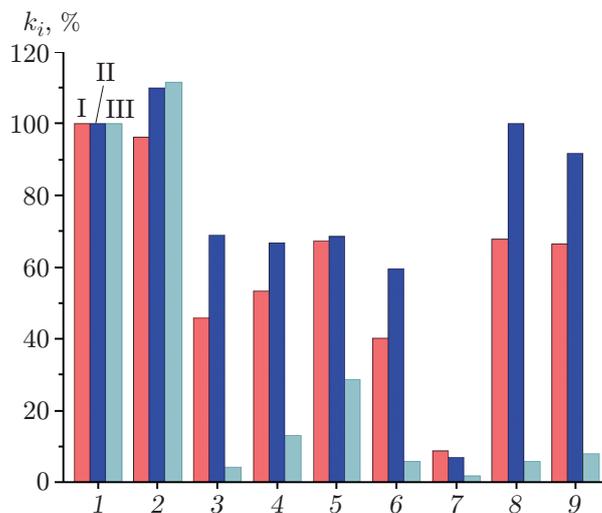


Рис. 4. Распределение коэффициентов k_1 (I), k_2 (II) и k_3 (III) в различных областях исходного сплава и сварного соединения в отсутствие термообработки и после различных режимов термообработки:

1 — сплав 1420, 2 — сплав Д16Т, 3 — сварной шов, 4–7 — сварной шов после закалки при различных значениях температуры (4 — $T = 470$ °С, 5 — $T = 500$ °С, 6 — $T = 530$ °С, 7 — $T = 560$ °С), 8 — сварной шов после закалки при $T = 500$ °С, искусственного старения при $T = 190$ °С и выдержки в течение 8 ч, 9 — сварной шов после закалки при $T = 500$ °С, искусственного старения при $T = 170$ °С и выдержки в течение 16 ч

На рис. 4 показаны распределения коэффициентов k_i (k_1, k_2, k_3 — отношения предела прочности на разрыв, предела текучести и относительного удлинения сварного соединения к соответствующим значениям для наиболее прочного сплава 1420) в отсутствие термообработки, после закалки и после закалки с последующим искусственным старением.

Испытания на растяжение показали, что механические характеристики сварного шва хуже механических характеристик сплава 1420, наиболее прочного среди исследуемых (см. табл. 3 и рис. 4). Закалка улучшает механические характеристики, причем существует оптимальная температура закалки $T = 500$ °С, при которой наблюдаются максимальные предел прочности (302 МПа) и относительное удлинение (5,32 %). Искусственное старение приводит к резкому увеличению предела текучести со 192 до 280 МПа, при этом относительное удлинение уменьшается, а предел прочности остается постоянным.

3. Обсуждение результатов. В работе проведены комплексные экспериментальные исследования прочностных характеристик и структурно-фазового состава неразъемного соединения разнородных материалов на основе алюминиевого сплава Д16Т и алюминиево-литиевого сплава 1420, полученного методом лазерной сварки встык. Применение термообработки приводит к существенному изменению микроструктуры, фазового состава сварного шва и, следовательно, прочности разнородных сварных соединений.

Анализ микроструктуры показал, что зона плавления имела дендритную структуру. Установлено, что в сварном шве происходит перемешивание сплавов. При этом в зоне плавления преобладает влияние меди на фазовый состав сварного шва, которая проникает в эту зону из расплавленного сплава Д16Т. Это влияние проявляется в формировании преимущественно медьсодержащих фаз θ (Al_2Cu), T ($Al_{20}Cu_2Mn_3$), T_2 (Al_6CuLi_3).

Отметим важные особенности формирования ванны расплава. Вследствие различия значений теплопроводности исследуемых сплавов структура сварного шва в центре и в областях, примыкающих к сплавам, различна.

На процесс кристаллизации при лазерной сварке существенное влияние оказывает термический режим сварки (изменение температуры во времени). На процесс формирования микроструктуры на границе раздела жидкость — твердое тело в основном влияют два параметра: градиент температуры G и скорость кристаллизации R . Формирование дендритной структуры зависит от отношения G/R . Поскольку лазерная сварка характеризуется большой скоростью затвердевания R , сварные швы в алюминиевых сплавах состоят из дендритных зерен. Зависимость скорости охлаждения от величин G и R имеет вид $dT/dt = GR$.

Таким образом, отношение G/R определяет морфологию полученной зеренной структуры, а увеличение скорости охлаждения приводит к увеличению скорости зародышеобразования, т. е. к уменьшению размера зерна; следовательно, произведение GR определяет размер зерен. Величины G и R можно выразить следующим образом:

$$G = \nabla T \cdot \mathbf{n}, \quad R = V \mathbf{i} \cdot \mathbf{n}$$

(\mathbf{n} — единичный вектор нормали к границе раздела жидкость — твердое тело; \mathbf{i} — единичный вектор в направлении вектора скорости).

В работе [10] для градиента температуры на линии изотермы ликвидуса и для скорости охлаждения получены выражения

$$G(P, v) = 2\pi \frac{(T_{liq} - T_0)^3}{\eta_{abs}^2 P_{Depth}^2} \lambda V \rho C_p, \quad \frac{dT}{dt} = GR = 2\pi \frac{(T_{liq} - T_0)^3}{\eta_{abs}^2 E_{Depth}^2} \lambda \rho C_p,$$

где T_{liq} — температура ликвидуса; η_{abs} — коэффициент поглощения излучения; λ — теплопроводность; C_p — теплоемкость; ρ — плотность; P_{Depth} — удельная мощность лазерного луча, равная отношению мощности лазерного излучения P к толщине сварного шва S ; $E_{Depth} = P/(SV)$ — удельная энергия лазерного луча, отнесенная к единице толщины сварного шва. Температура зависит от теплопроводности и энергии E_{Depth} .

В рассматриваемом случае различие скоростей охлаждения обусловлено различием теплопроводности исследуемых сплавов в два раза. По-видимому, этим объясняется увеличение размеров дендритов в области сплава 1420 с меньшей теплопроводностью (см. табл. 2) также приблизительно в два раза (с $5 \div 10$ мкм для сплава Д16Т до $10 \div 15$ мкм для сплава 1420).

Основой твердого раствора исходного сплава Д16Т является фаза α_1 -Al с кубической структурой $Fm\bar{3}m$. Механические характеристики исходного сплава обусловлены присутствием в основном упрочняющей интерметаллидной фазы S (Al_2CuMg). Для сплава 1420 основной упрочняющей фазой является δ' (Al_3Li).

В процессе сварки фазовый состав и распределение легирующих элементов в шве существенно изменяются. Согласно данным рентгенофазового анализа в сварном шве помимо фазы S (Al_2CuMg) формируется интерметаллидная фаза θ (Al_2Cu). В центре сварного шва формируется в основном фаза T_2 (Al_6CuLi_3), а также T ($Al_{20}Cu_2Mn_3$).

В работе [11] установлено, что в сварном шве сплавов систем Al–Cu на границах дендритов наблюдается существенное увеличение концентрации Cu (приблизительно в три раза) и незначительное увеличение концентрации Mg, а также уменьшение концентрации данных элементов в твердом растворе. Согласно данным рентгенофазового анализа количество рефлексов фазы S (Al_2CuMg) в сварном шве уменьшилось и появились рефлексы фазы θ (Al_2Cu) при $2\theta = 20,69; 29,43; 42,64^\circ$.

Перемещение легирующих элементов на границы субзерен может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией [12]. При резком охлаждении расплава быстро происходит кристаллизация фазы α -Al с выделением части легирующих элементов в виде отдельных фаз на границах зерен кристаллизации. Периферийные зоны дендритных ветвей субзерен

содержат элементы, понижающие температуру плавления алюминия, в частности медь. Кроме того, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики, при этом интерметаллидные фазы, взаимодействующие с алюминием в результате эвтектической реакции, располагаются вдоль границ дендритных ячеек. Вследствие формирования на границах зерен сварного шва агломератов интерметаллидных частиц границы зерен становятся контрастными (см. рис. 1). В рассматриваемом случае количество рефлексов фазы S (Al_2CuMg) уменьшилось по сравнению с исходным сплавом и появились рефлексы фаз θ (Al_2Cu), T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), T₂ (Al_6CuLi_3). В результате указанных процессов происходит уменьшение прочности шва до значения, составляющего 0,42 значения прочности исходного сплава 1420, однако пластичность шва уменьшается незначительно (до значения, составляющего 0,7 значения пластичности исходного сплава).

Закалка при оптимальной температуре $T = 500$ °С позволяет частично растворить указанные выше фазы и гомогенизировать твердый раствор с легирующими элементами. Увеличение прочности при закалке, по-видимому, происходит на начальной стадии процесса распада пересыщенных твердых растворов. При этом образуются зоны Гинье — Престона и выделяются промежуточные метастабильные фазы θ'' в сплавах Al–Cu [13, 14].

В работе [15] для смеси Al–Cu–Mg подробно исследованы диффузионные процессы, происходящие в твердом растворе, и их влияние на образование стабильных фаз. При затвердевании расплава сварного шва формирование фаз θ (Al_2Cu), T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), T₂ (Al_6CuLi_3) на границах субзерен может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией, т. е. конвективными процессами, происходящими в жидкой фазе. При закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе, т. е. значительно медленнее.

Интерметаллидные частицы с кристаллической решеткой, отличающейся от кристаллической решетки матрицы, и упорядоченным расположением атомов препятствуют движению дислокаций; дислокации не перерезают, а обходят эти частицы, образуя петли и скопления [14, 16]. По мере того как расстояние между частицами при старении уменьшается, напряжение, необходимое для того, чтобы изогнуть дислокации и продвинуть их между частицами, возрастает, что приводит к увеличению предела текучести. Поэтому наиболее существенное увеличение предела текучести наблюдается при тех режимах старения, при которых образуются дисперсные интерметаллидные частицы, равномерно распределенные в матрице на небольших расстояниях одна от другой.

Заключение. В работе детально исследованы фазовые и прочностные характеристики лазерных сварных швов разнородных алюминиевых сплавов 1420 (Al-5,2Mg-2,1Li) и D16T (Al-4,4Cu-1,5Mg). Принципиальным различием этих сплавов является наличие легирующего элемента (меди в D16T и лития в 1420), а также различие значений теплопроводности, что обуславливает различие микроструктуры на различных участках шва.

Для сплава 1420 основной упрочняющей фазой является фаза δ' (Al_3Li), для сплава D16T — фаза S (Al_2CuMg). Использование синхротронного излучения позволило впервые установить, что в сварном шве формируются принципиально новые фазы θ (Al_2Cu), T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$), T₂ (Al_6CuLi_3), в составе которых присутствует медь и которые локализованы, по-видимому, на границах дендритных зерен. Это обуславливает существенное уменьшение прочности шва до значения, составляющего 0,42 значения прочности исходного сплава 1420, однако пластичность при этом уменьшается незначительно (до значения, составляющего 0,7 значения пластичности исходного сплава). Впервые показано, что закалка при оптимальной температуре $T = 500$ °С позволяет увеличить прочность до значения, составляющего 0,7 значения прочности исходного сплава 1420, при этом пластичность остается практически неизменной. Старение, наоборот, не приводит к изменению прочности, но вызывает увеличение пластичности до значения, равного значению пластичности исходного сплава 1420. Увеличение прочности при закалке, по-видимому, обусловлено про-

пессами, происходящими в твердом растворе: гомогенизацией и распадом пересыщенного твердого раствора. При этом образуются зоны Гинье — Престона и выделяются промежуточные метастабильные фазы θ'' . Наиболее существенное увеличение предела текучести наблюдается при тех режимах старения, при которых образуются дисперсные интерметаллидные частицы, равномерно распределенные в матрице на небольших расстояниях одна от другой.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Каблов Е. Н.** Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиац. материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
2. **Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., Аннин Б. Д.** Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // *ПМТФ*. 2018. Т. 59, № 5. С. 191–199.
3. **Аннин Б. Д., Фомин В. М., Карпов Е. В. и др.** Влияние Mg и Cu на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов // *ПМТФ*. 2017. Т. 58, № 5. С. 208–217.
4. **Zhou B., Mao Y., Huang C., et al.** Microstructure and mechanical properties of laser welded joints between 2198/2060 Al–Li alloys // *Materials Sci. Technol.* 2018. V. 34, N 1. P. 111–122.
5. **Колачев Б. А.** *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учеб. для вузов. 4-е изд., перераб. и доп.* / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. М.: МИСИС, 2005.
6. **Фридляндер Н. И.** *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства* / Н. И. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев. Киев: Наук. думка, 1992.
7. **Оришич А. М., Маликов А. Г., Карпов Е. В. и др.** Влияние термической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li // *ПМТФ*. 2018. Т. 59, № 3. С. 203–212.
8. **Ancharov A. I., Manakov A. Y., Mezentsev N. A., et al.** New station at the 4th beamline of the VEPP-3 storage ring // *Nuclear Instruments Methods Phys. Res. Ser. A*. 2001. V. 470. P. 80–83.
9. **Ancharov A. I.** The use of hard synchrotron radiation for diffraction studies of composite and functional materials // *Russ. Phys. J.* 2017. V. 60. P. 543–549.
10. **Hagenlocher C., Fetzner F., Weller D., et al.** Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys // *Materials Design*. 2019. V. 174. 107791.
11. **Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., et al.** Effect of post-heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded Al–Cu–Mg alloy // *J. Manufactur Process*. 2021. V. 64. P. 620–632.
12. **Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., et al.** Effect of the structure and the phase composition on the mechanical properties of Al–Cu–Li alloy laser welds // *Materials Sci. Engng: A*. 2021. V. 809. 140947.
13. **Liu Y., Teng F., Cao F.H., et al.** Defective GP-zones and their evolution in an Al–Cu–Mg alloy during high-temperature aging // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 774. P. 988–996.
14. **Tsao C., Huang E., Wen M., et al.** Phase transformation and precipitation of an Al–Cu alloy during non-isothermal heating studied by in situ small-angle and wide-angle scattering // *J. Alloys Compounds*. 2013. V. 579. P. 138–146.

15. **Alexopoulos N. D., Velonaki Z., Stergiou C. I., Kourkoulis S. K.** Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile and work hardening behavior of Al–Cu–Mg (2024) alloy // *Materials Sci. Engng: A*. 2017. V. 700. P. 457–467.
16. **Wang S. C., Starink M. J.** Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys // *Intern. Materials Rev.* 2005. V. 50, N 4. P. 193–215.

*Поступила в редакцию 25/VI 2021 г.,
после доработки — 25/VI 2021 г.
Принята к публикации 28/VI 2021 г.*
