

УДК 621.791.725

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА РАЗРУШЕНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ АВИАЦИОННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Li ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

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

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: evkarpov@mail.ru, smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru, annin@hydro.nsc.ru

Приведены результаты экспериментального исследования влияния температуры на разрушение лазерных сварных соединений авиационного алюминиевого сплава системы Al-Cu-Li. Проведено сравнение процессов деформирования и разрушения сварных швов в исходном состоянии и после двухступенчатой термической обработки. Показано, что механические характеристики сварных образцов имеют значения, близкие к значениям характеристик исходного сплава.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминий-литиевый сплав, термообработка, локализация пластических деформаций, влияние температуры.

DOI: 10.15372/PMTF20200109

Введение. Алюминий-литиевые сплавы широко применяются в авиационной и космической промышленности, поскольку они значительно легче и прочнее обычных алюминиевых сплавов [1–5]. В авиационной промышленности детали из этих сплавов обычно соединяются заклепками. Замена заклепочных соединений сварными позволит уменьшить массу самолета на 20 %. В настоящее время актуально исследование возможности получения сварных соединений, не уступающих по прочности и пластичности исходным алюминий-литиевым сплавам. Перспективным направлением является лазерная сварка, имеющая такие преимущества, как высокая концентрация энергии, малые размеры ванны расплава и зоны термического влияния [6–11]. В работе [12] впервые описан процесс лазерной сварки алюминий-литиевого сплава 2198 для соединения стрингеров и обшивки панелей фюзеляжа. В [6, 13] изучено влияние присадочной проволоки на лазерную сварку сплава 2A97. В [7] исследованы T-образные лазерные швы сплавов 2060-T8 и 2099-T83 с присадочной проволокой и проведен анализ их фазового состава и механических свойств. В [14] изучалось влияние параметров лазерной сварки на форму, микроструктуру, пористость и механические

Работа выполнена в рамках проекта № П.1.8 “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.

© Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., Аннин Б. Д., 2020

свойства двусторонних лазерных швов сплавов AA2024 и AA7075. Исследованию лазерных сварных соединений нового авиационного сплава 2060 системы Al–Li–Cu посвящены работы [8, 15].

Прочность сварных швов современных высокопрочных алюминиево-литиевых сплавов системы Al–Cu–Li составляет приблизительно 0,6 значения прочности исходного сплава, причем разрушение происходит при нагрузках, значительно меньших предела текучести сплава. Вследствие этого пластическая деформация локализована внутри сварного шва, ширина которого мала по сравнению с размерами сварной детали. В результате относительное удлинение сварной детали при разрушении на порядок меньше, чем у образцов из исходного материала. Низкая прочность сварных швов может быть обусловлена выгоранием легирующих элементов, образованием газовых пор и горячим растрескиванием вследствие больших скоростей кристаллизации [9]. Для уменьшения влияния этих процессов проводится оптимизация режима сварки либо применяется присадка. Однако следует учитывать, что при кристаллизации шва из расплава возникают микроструктуры с различными особенностями. В лазерных сварных швах сплавов Al–Cu–Li образуется крупночешуйчатая дендритная зеренная структура, в которой легирующие элементы сосредоточены на межзеренных границах, при этом твердый раствор внутри зерен оказывается существенно обедненным, а структура шва приобретает существенную анизотропию [11]. Кроме того, высокопрочные алюминиево-литиевые сплавы являются термоупрочненными, т. е. их высокая прочность достигнута путем многоступенчатой термической обработки. Свойства, приобретенные в результате такой термообработки, исчезают при расплавлении материала в зоне сварки.

Одним из способов увеличения прочности сварного шва является двухступенчатая термообработка. На первой ступени (закалка) устраняются дендритные структуры. В [16, 17] показано, что с использованием режимов закалки и искусственного старения можно получить относительно однородную структуру шва сплава 1469 системы Al–Cu–Li и сплава 1420 системы Al–Mg–Li, обеспечив равную прочность шва и сплава за пределами зоны термического влияния. Однако при этом существенно уменьшается прочность свариваемого сплава.

В работе [18] проведено экспериментальное исследование влияния температуры на разрушение лазерных сварных соединений авиационных алюминиевых сплавов, содержащих Mg и Cu. Изучено разрушение сплавов и их сварных соединений при одноосном растяжении при значениях температуры $T = -60, 20, 85$ °C. Обнаружено, что при разрыве сварных соединений сплавов, содержащих Cu, предел прочности и величина деформации уменьшаются с увеличением температуры.

В данной работе, являющейся продолжением [18], приводятся результаты экспериментального исследования прочности и пластичности сварных соединений современного высокопрочного сплава 1461 системы Al–Cu–Li в исходном состоянии и в результате двухступенчатой термообработки, включающей режимы закалки и искусственного старения. Оптимальный режим термообработки определен в работе [19]. Деформирование и разрушение осуществлялись при различных значениях температуры, не влияющих на структуру и фазовый состав шва.

1. Методика экспериментов. Сварка листов исходного сплава 1461 проводилась в режиме, обеспечивающем отсутствие горячих трещин и газовых пор. Мощность лазера составляла 3 кВт, скорость сварки — 4 м/мин, излучение фокусировалось под поверхностью материала на глубине 3 мм [11]. Образцы для испытаний на разрыв 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. Часть образцов со сварным швом подвергались закалке

(выдержка при температуре 530 °С в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде). Часть закаленных образцов дополнительно подвергались искусственному старению при температуре 170 °С в течение 32 ч.

Образцы сплавов и сварных соединений подвергались испытаниям на разрыв при температурах $T = -60, 20, 85$ °С. Нижний предел температуры соответствует охлаждению корпуса самолета при полете на большой высоте, верхний предел — нагреву до максимальной температуры, при которой сохраняется фазовая структура. Испытания проводились на электромеханической универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z100 в конвекционной термокамере, обеспечивающей как нагрев захватов и образцов, так и их охлаждение за счет испарения жидкого азота. Нагружение осуществлялось путем перемещения подвижной траверсы с постоянной скоростью 1 мм/мин. Относительное удлинение измерялось экстензометром на измерительной базе длиной 20 мм, на которой располагался сварной шов шириной 1 мм. Поверхности разрушения швов исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO MA 15.

2. Результаты испытаний на разрыв. На рис. 1 представлены зависимости напряжения σ и относительного удлинения ε от времени при различных значениях температуры для однородных образцов исходных сплавов и образцов, содержащих сварной шов, как в отсутствие термообработки, так и после проведения закалки или закалки и искусственного старения. Различие скоростей нагружения и деформирования для образцов, испытанных при температуре $T = 20$ °С (кривые 1, 7, 11 на рис. 1), обусловлено тем, что при выборе режима термообработки образцы исходного сплава и закаленные сварные образцы фиксировались в клиновинтовых захватах и имели меньшую длину, чем образцы исходного сплава и сварные образцы, подвергнутые испытаниям на разрыв при различных значениях температуры. Различие конфигураций образцов вызвано тем, что при температурных испытаниях использовались штыревые захваты. Однако это не привело к значительному разбросу значений пределов текучести и прочности. Существенно различаются только значения величины деформации при разрыве. Это различие может быть обусловлено тем, что исходный сплав деформируется с образованием развитой шейки, при этом величина измеренной деформации при разрыве зависит от положения шейки относительно базы датчика. В таблице приведены механические характеристики сплава и сварных соединений (предел текучести σ_y , предел прочности σ_{lim} , величина деформации при разрыве δ , коэффициент упрочнения k_σ , представляющий собой отношение предела прочности образцов со сварным швом к пределу прочности образцов из исходного сплава при соответствующей температуре, а также коэффициент k_δ , представляющий собой отношение величины деформации при разрыве образцов со сварным швом к величине деформации при разрыве образцов из исходного сплава) при различных значениях температуры. Значения величин δ , k_δ , полученные при $T = 20$ °С, приведены для двух случаев, когда образцы исходного сплава испытывались со штыревыми либо клиновинтовыми захватами.

Для сварного образца из сплава 1461 значение σ_{lim} составляет приблизительно 0,6 значения σ_y для исходного сплава, поэтому при растяжении сварного образца сплав за пределами шва находится в упругом состоянии. Таким образом, вся необратимая деформация локализована в материале шва. Разрушение также происходит по шву.

При всех рассмотренных значениях температуры деформация образца из исходного сплава является однородной до момента достижения предела прочности, после чего начинается развитие неподвижного очага макролокализации пластической деформации в виде шейки. При $T = 20, -60$ °С кривые деформирования (штриховые кривые 1, 3 на рис. 1, а) практически совпадают, для кривых нагружения (сплошные кривые 1, 3 на рис. 1, а) значения σ_y и σ_{lim} различаются (при $T = -60$ °С значения σ_y и σ_{lim} больше, чем при $T = 20$ °С, на 15 МПа (на 3 %)). При $T = 85$ °С скорость пластической деформации в 1,2 раза больше,

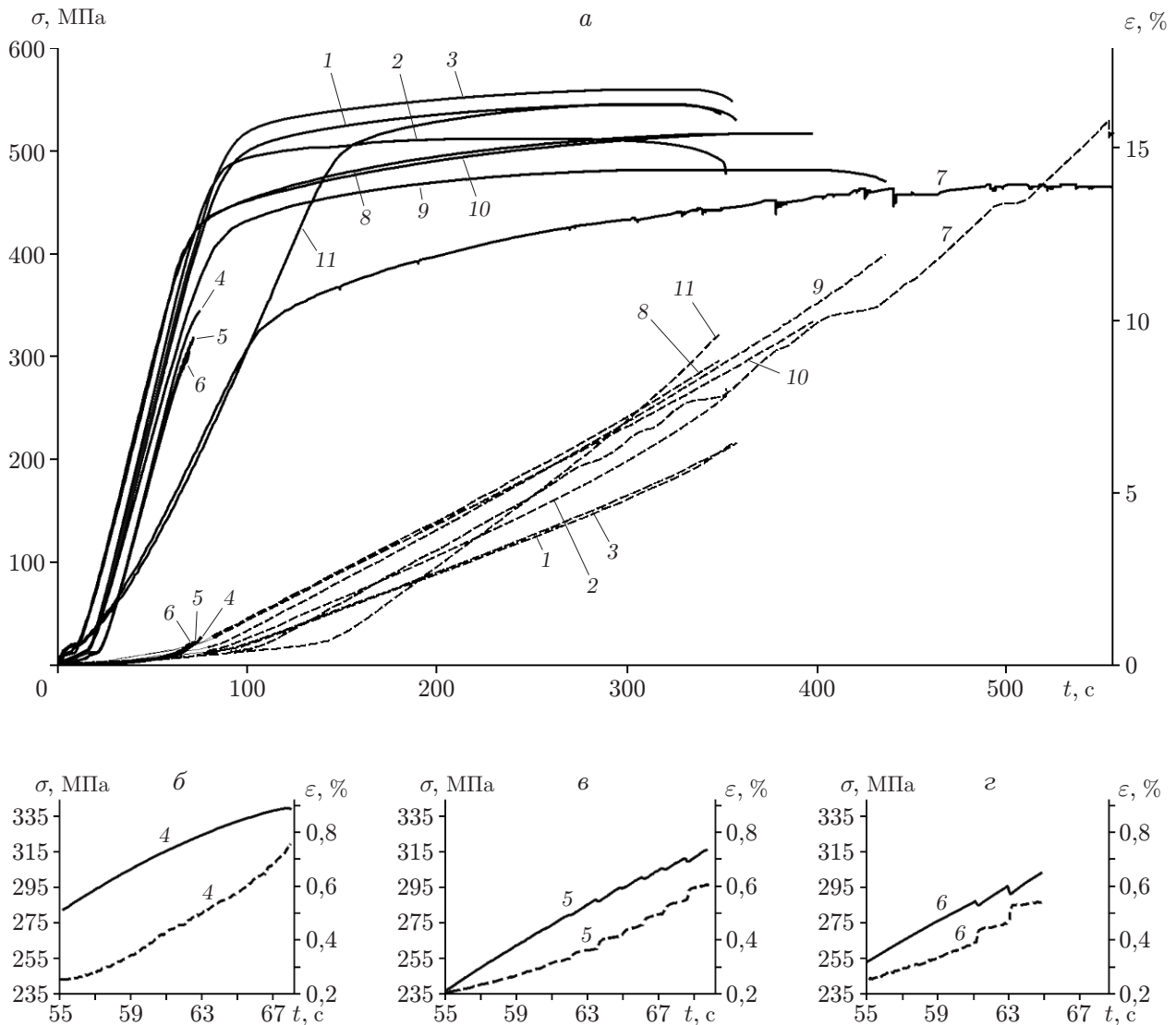


Рис. 1. Зависимости напряжения σ (сплошные линии) и относительного удлинения ε (штриховые линии) от времени для образцов из исходного сплава и сварных соединений:

a — $0 \leq t \leq 550$ с, *б-г* — $55 \leq t \leq 69$ с; 1-3 — исходный сплав (1 — $T = 20$ °C, 2 — $T = 85$ °C, 3 — $T = -60$ °C), 4-6 — сварные соединения без термообработки (4 — $T = -60$ °C, 5 — $T = 20$ °C, 6 — $T = 85$ °C), 7 — сварное соединение после закалки, 8-10 — сварные соединения после закалки и искусственного старения (8 — $T = 20$ °C, 9 — $T = 85$ °C, 10 — $T = -60$ °C), 11 — исходный сплав при испытании с использованием клиновинтовых захватов ($T = 20$ °C)

Механические характеристики сплава 1461 и сварных соединений
при различных значениях температуры

Тип образца	T , °С	σ_y , МПа	σ_{lim} , МПа	δ , %	k_σ	k_δ
Образец, вырезанный из сплава	–60	510	554	6,50	1,00	1,00
	20	490	540	6,40/10,10	1,00	1,00
	85	480	507	7,80	1,00	1,00
Образец со сварным швом без термообработки	–60	315	349	0,75	0,63	0,11
	20	280	316	0,61	0,59	0,09/0,06
	85	280	305	0,55	0,60	0,07
Образец со сварным швом после закалки	20	325	467	16,60	0,86	2,59/1,64
Образец со сварным швом после закалки и старения	–60	426	517	9,97	0,93	1,53
	20	426	516	8,81	0,96	1,37/0,87
	85	415	482	11,94	0,95	1,53

чем при $T = 20, -60$ °С, величина деформации, при которой начинает развиваться шейка, составляет 0,82 соответствующего значения при $T = -60$ °С и достигается наибольшее значение величины деформации при разрыве.

При $T = -60$ °С деформирование образцов со сварным швом также является однородным, предел прочности и величина деформации при разрыве достигают наибольших значений. При увеличении температуры характер увеличения деформации после достижения предела текучести становится ступенчатым (см. рис. 1, в, г): наблюдаются промежутки времени длительностью приблизительно 0,4 с, на которых при $T = 20$ °С скорость деформирования увеличивается в среднем в 6 раз по сравнению со средним значением, при $T = 85$ °С — в 15 раз. Увеличение скорости деформирования сопровождается сбросом напряжения. Такой характер деформирования свидетельствует о возникновении полос локализованного пластического течения и развитии зон активного пластического деформирования [20], которые сосредоточены внутри области шва, поскольку за ее пределами материал находится в упругом состоянии. Увеличение неоднородности пластической деформации шва при увеличении температуры приводит к уменьшению величины деформации при разрыве δ , осредненной по длине измерительной базы экстензометра. При этом происходит уменьшение предела прочности σ_{lim} .

В работах [16, 17, 19] установлено, что низкие деформационно-прочностные характеристики лазерных сварных соединений алюминий-литиевых сплавов, содержащих Cu, к числу которых относится сплав 1461, обусловлены крупноячеистой дендритной структурой сварных швов (рис. 2, а). В [19] приведены результаты исследования влияния термообработки при различных режимах закалки и искусственного старения на микроструктуру и фазовый состав шва, полученного при лазерной сварке сплава 1461. С использованием энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии показано, что на первой ступени термической обработки (закалка) происходят распад дендритной структуры (рис. 2, б), диффузия легирующих элементов Cu, Mg, Li с границ дендритных зерен в твердый раствор, образование пересыщенного твердого раствора. Прочность шва и прочность свариваемого материала становятся одинаковыми, разрушение образцов происходит вне сварных швов в свариваемом материале. Термическая обработка влияет также на сплав вне сварного шва: значение предела прочности уменьшается, пластичность увеличивается. Предел прочности σ_{lim} и величина деформации при разрыве δ составляют 0,86 и 1,64 ÷ 2,59 значений соответствующих характеристик сплава в исходном состоянии. При этом наблюдается

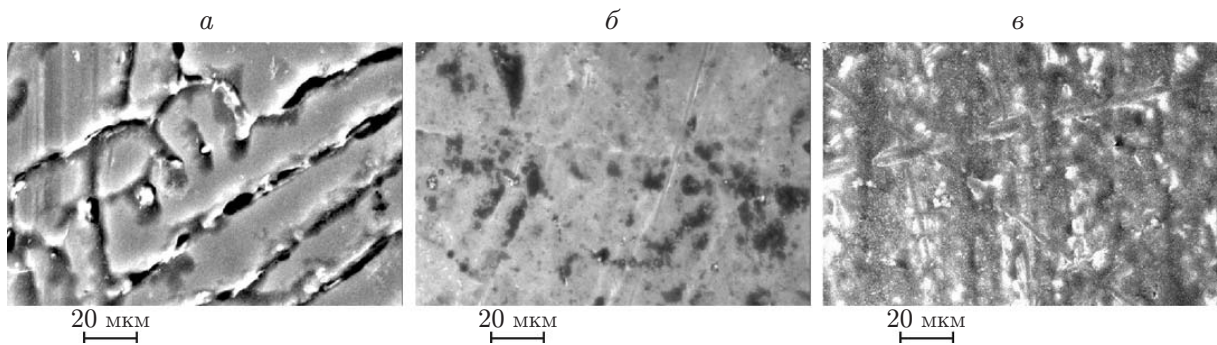


Рис. 2. Микроструктура лазерных сварных швов сплава 1461:

a — в исходном состоянии, *б* — после закалки (выдержка при $T = 530$ °С в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде), *в* — после закалки и искусственного старения (выдержка при $T = 170$ °С в течение 32 ч)

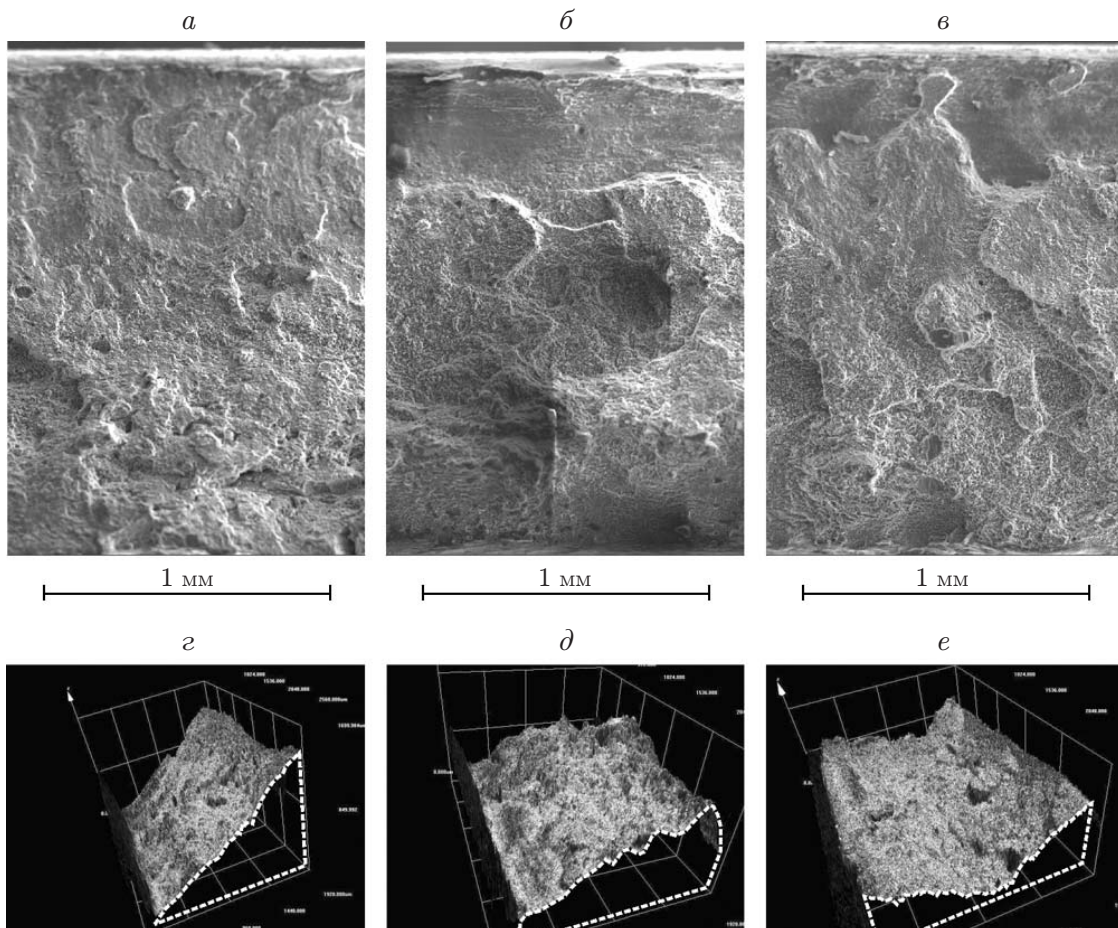


Рис. 3. Изображения поверхностей разрушения лазерных сварных швов сплава 1461 в исходном состоянии, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (*a*–*в*) и оптического микроскопа-профилометра Olympus LEXT OLS3000 (*г*–*е*):

a, г — $T = 85$ °С, *б, д* — $T = 20$ °С, *в, е* — $T = -60$ °С

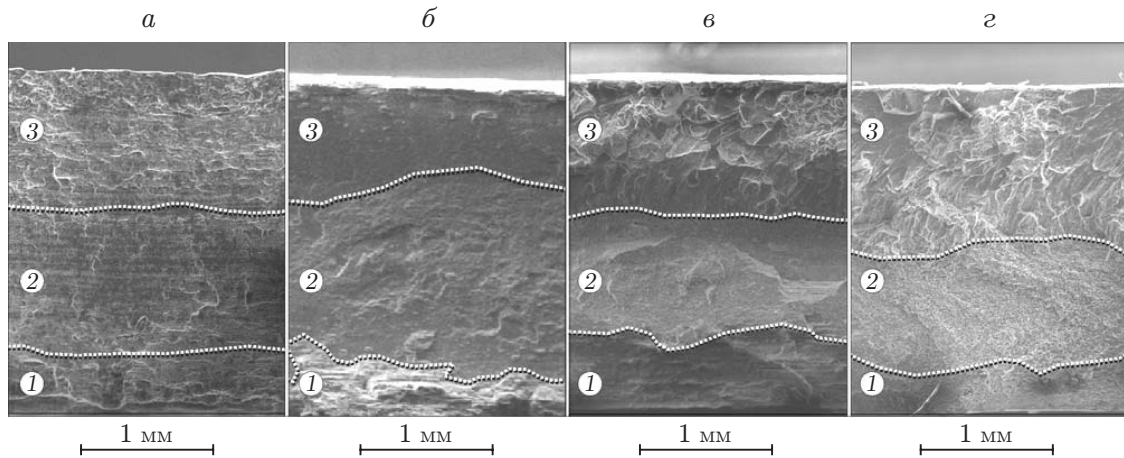


Рис. 4. Поверхности разрушения сплава 1461 и его швов с тремя характерными зонами развития трещины после двухступенчатой термообработки:
a — разрушение в основном сплаве, *б-г* — разрушение в шве (*б* — $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$, *в* — $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, *г* — $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$); 1 — зона формирования трещины, 2 — зона развития трещины, 3 — зона финального разрушения

прерывистая текучесть, которая отсутствует у исходного сплава. После достижения предела текучести появляются так называемые зубцы типа А [21–23]: быстрый рост напряжения, за которым следует его сброс ниже среднего уровня с последующими затухающими осцилляциями (сплошная кривая 7 на рис. 1, *a*). В работах [24, 25] наличие зубцов типа А объясняется распространением полос деформации, при этом каждому зубцу соответствует новая полоса. Группам таких зубцов соответствует временное уменьшение скорости деформации в 4–5 раз относительно среднего значения (штриховая кривая 7 на рис. 1, *a*).

На второй ступени термической обработки (искусственное старение) происходит распад пересыщенного твердого раствора и формирование упрочняющих фаз в матрице (рис. 2, *в*) [19]. При оптимальном режиме искусственного старения при температуре $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой в течение 32 ч наблюдается выделение и равномерное распределение медьсодержащих фаз T_1 и θ с характерными размерами частиц $10 \div 20\text{ нм}$ в матрице твердого раствора. На макроуровне пластическое деформирование вновь становится однородным при всех значениях температуры (см. рис. 1). Сохраняется высокая пластичность сварного соединения. При $T = -60, 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения величины деформации при разрыве превышают значения соответствующих характеристик исходного сплава в 1,53 раза, а при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ соотношение значений величины деформации при разрыве для термообработанного и исходного сплавов составляет 1,37 для образцов, испытанных с использованием штыревых захватов, и 0,87 для образцов, испытанных с использованием клиновинтовых захватов. При $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ предел прочности достигает 0,93, при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ — 0,96 предела прочности исходного сплава. Разрушение может происходить как по шву (при $T = 20, -60\text{ }^{\circ}\text{C}$), так и по свариваемому материалу ($T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$), т. е. после термообработки материал шва и свариваемый материал имеют одну и ту же прочность.

3. Поверхности разрушения. В исходном состоянии поверхности разрушения сварных швов при всех рассмотренных температурах достаточно разнородны (рис. 3). (Поверхность шва, на которой начинается разрушение, на рис. 3 находится снизу.) Это может быть обусловлено существенной анизотропией свойств материала шва, вызванной наличием дендритной структуры. При $T = -60, 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ поверхность состоит из участков, нормальных к направлению приложенной силы и наклоненных к ней под различными углами

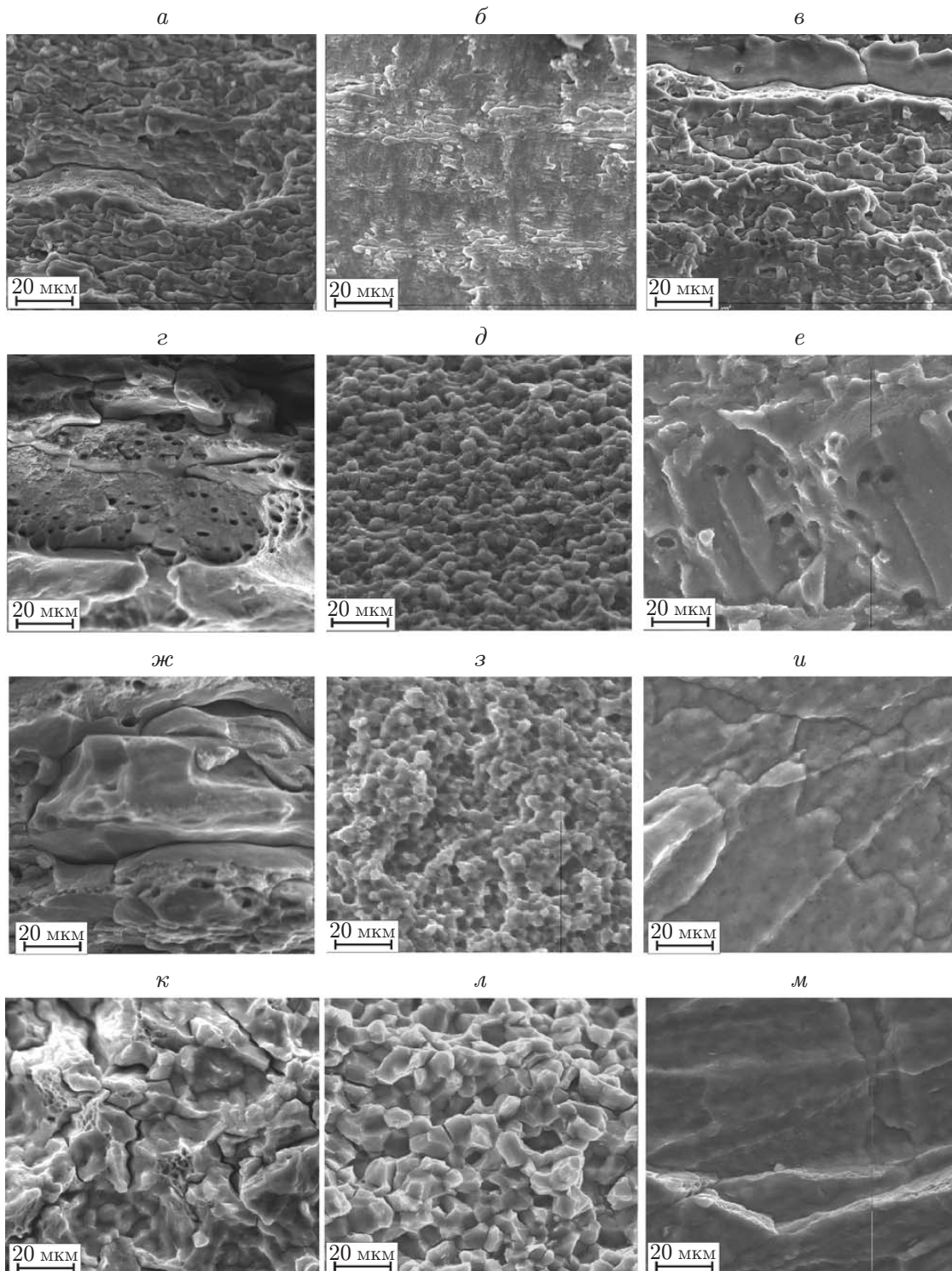


Рис. 5. Поверхности разрушения в зонах 1–3 (см. рис. 4) при различных значениях температуры:

a–в — сплав (*a* — зона 1, *б* — зона 2, *в* — зона 3), *г–е* — шов при $T = 85\text{ °C}$ (*г* — зона 1, *д* — зона 2, *е* — зона 3), *ж–и* — шов при $T = 20\text{ °C}$ (*ж* — зона 1, *з* — зона 2, *и* — зона 3), *к–м* — шов при $T = -60\text{ °C}$ (*к* — зона 1, *л* — зона 2, *м* — зона 3)

(см. рис. 3, *d, e*). При этих температурах средний угол наклона поверхности составляет приблизительно 30° . При $T = 85^\circ\text{C}$ поверхность разрушения наклонена к направлению приложенной силы под углом, приближенно равным 45° (см. рис. 3, *z*), т. е. при этом значении температуры разрушение происходит путем сдвига под действием максимальных касательных напряжений.

У образцов, подвергнутых двухступенчатой термообработке, поверхности излома как при разрушении в основном сплаве, так и при разрушении швов при всех рассмотренных значениях температуры содержат три четко выраженные зоны, ориентированные вдоль шва (рис. 4). Внутри каждой зоны поверхность разрушения является макрооднородной.

При разрушении в свариваемом сплаве поверхность излома ориентирована под углом 45° к направлению приложения нагрузки, что характерно для разрушения путем сдвига вдоль площадок скольжения под действием максимальных касательных напряжений после достижения больших значений пластической деформации. Во всех трех зонах преобладает хрупкое внутризеренное разрушение (рис. 5, *a–e*).

В сварных швах разрушение начинается в прилегающей к лицевой поверхности шва зоне 1, размер которой составляет $0,20 \div 0,25$ его ширины (рис. 5, *z, ж, к*). В этой зоне наблюдается расслоение: поверхность излома образована множеством микротрещин, направленных перпендикулярно ей вглубь образца, а направление магистральной трещины перпендикулярно направлению приложенной силы. При $T = 85, 20^\circ\text{C}$ образуются более крупные вторичные трещины, в основном ориентированные вдоль шва (см. рис. 5, *z, ж*), а при $T = -60^\circ\text{C}$ вторичные трещины ориентированы хаотично (см. рис. 5, *к*). Такой тип разрушения вследствие значительного изменения формы поверхности излома является вязким [26]. После начального этапа, на котором происходит вязкое разрушение, магистральная трещина распространяется в том же направлении, при этом образуется зона 2 (рис. 5, *d, з, л*), которая представляет собой область хрупкого межзеренного разрушения. Завершается разрушение в зоне 3 (рис. 5, *e, и, м*), где образуется поверхность внутризеренного скола, расположенная под углом 45° к направлению приложенной силы. При уменьшении температуры от значения $T = 85^\circ\text{C}$ до значения $T = -60^\circ\text{C}$ ширина зоны 3 хрупкого разрушения увеличивается с 0,3 до 0,5 ширины шва.

Таким образом, разрушение сварного шва на начальном этапе является вязким. Этим обусловлена высокая пластичность сварной детали. При уменьшении температуры вязкость разрушения сварного шва уменьшается, но в исследованном температурном диапазоне это практически не оказывает влияния на величину деформации при разрыве.

Заключение. Результаты проведенного исследования показали, что за счет изменения структуры, происходящего в результате закалки (выдержка при температуре 530°C в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде) и искусственного старения (выдержка при температуре 170°C в течение 32 ч), можно исключить локализацию пластической деформации в шве при растяжении сварных деталей и увеличить значения величины деформации при разрыве сварного соединения до значений, составляющих $87 \div 137\%$ величины деформации исходного сплава при $T = 20^\circ\text{C}$ и 153% при $T = -60, 85^\circ\text{C}$. Было устранено негативное влияние увеличения температуры (в диапазоне от -60 до 85°C) необработанных сварных соединений сплава 1461, полученных лазерной сваркой, на их прочность и пластичность. При этом предел прочности увеличивается по сравнению с пределом прочности необработанного сварного соединения в 1,58 раза и составляет 96% предела прочности исходного сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // Materials Design. 2014. V. 56. P. 862–871.

2. **Bray G. H.** Aerostructural design and its application to aluminum — lithium alloys // Aluminum — lithium alloy: Processing, properties, and applications. Oxford: Butterworth — Heinemann, 2014. P. 27–58.
3. **Abd El-Aty A., Xu Y., Guo X., et al.** Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al–Li alloys: A review // J. Adv. Res. 2018. V. 10. P. 49–67.
4. **Williams J. C., Starke E. A.** Progress in structural materials for aerospace systems // Acta Materialia. 2003. V. 51. P. 5775–5799.
5. **Rioja R. J., Liu J.** The evolution of Al–Li base products for aerospace and space applications // Metallurg. Materials Trans. A. 2012. V. 43. P. 3325–3337.
6. **Ning J., Zhang L. J., Bai Q. L., et al.** Comparison of the microstructure and mechanical performance of 2A97 Al–Li alloy joints between autogenous and non-autogenous laser welding // Materials Design. 2017. V. 120. P. 144–156.
7. **Han B., Tao W., Chen Y., Li H.** Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum — lithium alloy aircraft fuselage panels: Effects of filler elements on microstructure and mechanical properties // Optics Laser Technol. 2017. V. 93. P. 99–108.
8. **Zhang X., Huang T., Yang W., et al.** Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy // J. Materials Process. Technol. 2016. V. 237. P. 301–308.
9. **Rongshi X., Xinyi Zh.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum — lithium alloys // J. Manufactur. Process. 2014. V. 16. P. 166–175.
10. **Lukin V. I., Ioda E. N., Panteleev M. D., et al.** Effect of heat treatment of the mechanical properties and corrosion resistance of welded joints in high-strength aluminium — lithium alloys // Welding Intern. 2017. V. 31, N 6. P. 477–480.
11. **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.
12. **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. Proc. 2011. V. 12, pt A. P. 113–122.
13. **Fu B., Qin G., Meng X., et al.** Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum — lithium alloy 2A97 welded by fiber laser // Materials Sci. Engng. A. 2014. V. 617. P. 1–11.
14. **Oliveira P. I., Costa J. M., Loureiro A.** Effect of laser beam welding parameters on morphology and strength of dissimilar AA2024/AA7075 T-joints // J. Manufactur. Process. 2018. V. 35. P. 149–160.
15. **Zhang X., Yang W., Xiao R.** Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al–Li alloy 2060 with Al–Mg filler wire // Materials Design. 2015. V. 88. P. 446–450.
16. **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.
17. **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.
18. **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.
19. **Malikov A., Orishich A., Golyshev A., Karpov E.** Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment // J. Manufactur. Process. 2019. N 41. P. 101–110.

20. **Benalal A., Berstad T., Børvik T., et al.** An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin — Le Chatelier effect // Intern. J. Plasticity. 2008. N 24. P. 1916–1945.
21. **Зуев Л. Б.** Деформации Чернова — Людерса и Портевена — Ле Шателье в активных деформируемых средах различной природы // ПМТФ. 2017. Т. 58, № 2. С. 164–171.
22. **Данилов В. И., Бочкарева А. В., Зуев Л. Б.** Макролокализация деформаций в материале с прерывистой текучестью // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 107, № 6. С. 660–667.
23. **Mogucheva A., Yuzbekova D., Kaibyshev R., et al.** Effect of grain refinement on jerky flow in an Al–Mg–Sc alloy // Metallurg. Materials Trans. A. 2016. V. 47, N 5. P. 2093–2106.
24. **Louche H., Vacher P., Arrieux R.** Thermal observations associated with the Portevin — Le Chatelier effect in an Al–Mg alloy // Materials Sci. Engng. A. 2005. V. 404. P. 188–194.
25. **Jiang H., Zhang Q., Chen X., et al.** Three types of Portevin — Le Chatelier effects: Experiment and modeling // Acta Materialia. 2007. V. 55, N 7. P. 2219–2228.
26. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986.

*Поступила в редакцию 15/II 2019 г.,
после доработки — 25/VII 2019 г.
Принята к публикации 29/VII 2019 г.*
