

УДК 621.791.725

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА РАЗРУШЕНИЕ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

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

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 -60 , 20 , 85 °C. Обнаружено, что прочность и предельная деформация сварных соединений сплавов, содержащих Cu, уменьшаются при увеличении температуры вследствие образования неподвижных очагов локализованных пластических сдвигов. Нагрев и охлаждение, подавляющие эффект Портевена — Ле Шателье, приводят к значительному уменьшению предельной деформации сплава, содержащего Mg, однако такое уменьшение не наблюдается в сварном соединении. Показано, что при отрицательной температуре достигается максимальное предельное удлинение сварного соединения сплава, содержащего Mg, в то время как при нагреве активизируется образование вторичных трещин.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминий-литиевый сплав, прочность, пластичность, влияние температуры.

DOI: 10.15372/PMTF20180522

Введение. Высокопрочные алюминий-литиевые сплавы [1, 2] находят широкое применение в авиационной и космической промышленности. В авиастроении для совмещения деталей из этих сплавов традиционно используются заклепочные соединения. В настоящее время актуальными являются исследования, проводимые с целью замены заклепочных соединений сварными соединениями, прочность которых близка к прочности исходных сплавов, в частности соединениями, изготовленными с помощью лазерной или электронно-лучевой сварки [3–8]. Однако сварные соединения современных высокопрочных алюминий-литиевых сплавов, полученные сваркой плавлением, имеют недостаточно высокую прочность на разрыв ($0,60 \div 0,85$ прочности исходного сплава) вследствие выгорания легкоиспаряющихся легирующих элементов, образования пор и трещин [6]. В [9] показано, что уменьшение прочности лазерных швов алюминий-литиевых сплавов, основными

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.

© Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., Аннин Б. Д., 2018

легирующими элементами которых являются Mg и Cu, в значительной мере обусловлено особенностями структуры сварного шва, образующейся в процессе его кристаллизации. Сплавы с Mg имеют микроструктуру, близкую к микроструктуре исходного сплава, в то время как в сплавах с Cu образуется дендритная зеренная структура, в которой легирующие элементы сосредоточены на межзеренных границах, при этом твердый раствор внутри зерен оказывается существенно обедненным. Образование дендритных структур приводит к значительному уменьшению как прочности шва, так и его предельной деформации.

Прочность шва может быть изменена в результате термической обработки, изменяющей фазовую структуру материала. Однако даже в рабочем диапазоне температур, в котором необратимых изменений структуры материала не происходит, температура может оказывать влияние на его механические характеристики. Целью данной работы является исследование влияния температуры на прочность лазерных сварных швов сплавов, содержащих Mg и Cu.

1. Методика экспериментов. Образцы лазерных сварных соединений без внешних дефектов получены при следующем режиме сварки: мощность лазера 3 кВт, скорость сварки 4 м/мин, излучение фокусируется под поверхностью материала на расстоянии, равном 3 мм [8].

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 с использованием жидкого азота. 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.

При проведении испытаний регистрировались нагрузка, время и относительное удлинение. В экспериментах с однородными образцами использовалась измерительная база, длина которой, составлявшая 30 мм, близка к длине рабочей части образца, в экспериментах с образцами со сварным швом — минимально допустимая база длиной 12 мм, поскольку деформация локализуется в основном в области шва, ширина которого составляет в среднем 1 мм.

Поверхности разрушения швов исследовались с помощью оптического микроскопа-профилометра Olympus LEXT OLS3000 и электронного микроскопа EVO MA 15.

2. Результаты испытаний на разрыв. На рис. 1 представлены зависимости условного напряжения σ от относительного удлинения ε при различных значениях температуры для однородных образцов исходных сплавов и образцов, содержащих сварной шов. В таблице приведены механические характеристики сплавов и сварных соединений (предел текучести σ_y , предельная нагрузка σ_{lim} , предельное относительное удлинение δ , предельное удлинение сварного шва δ_s) при различных значениях температуры. Приближенное вычисление предельного удлинения шва проводилось с учетом того, что начальная протяженность шва в направлении растяжения l_{s0} составляет 1/12 длины измерительной базы l_0 , а длина части базы, приходящейся на исходный сплав, равна $l_{a0} = l_0 - l_{s0} = (11/12)l_0$. Также в момент разрушения образца $l_a = l_0 - l_s$. Относительное удлинение части базы, приходящейся на сплав, $\varepsilon = (l_a - l_{a0})/l_{a0}$ в момент разрыва шва (при напряжении σ_{lim}) можно определить с использованием кривых σ - ε для исходных сплавов. Таким образом, $\delta_s = (l_s - l_{s0})/l_{s0}$, где $l_{s0} = l_0/12$; $l_s = l - l_a$; $l = l_0(\delta + 1)$; $l_a = l_{a0}(\varepsilon(\sigma_{lim}) + 1)$. При таком

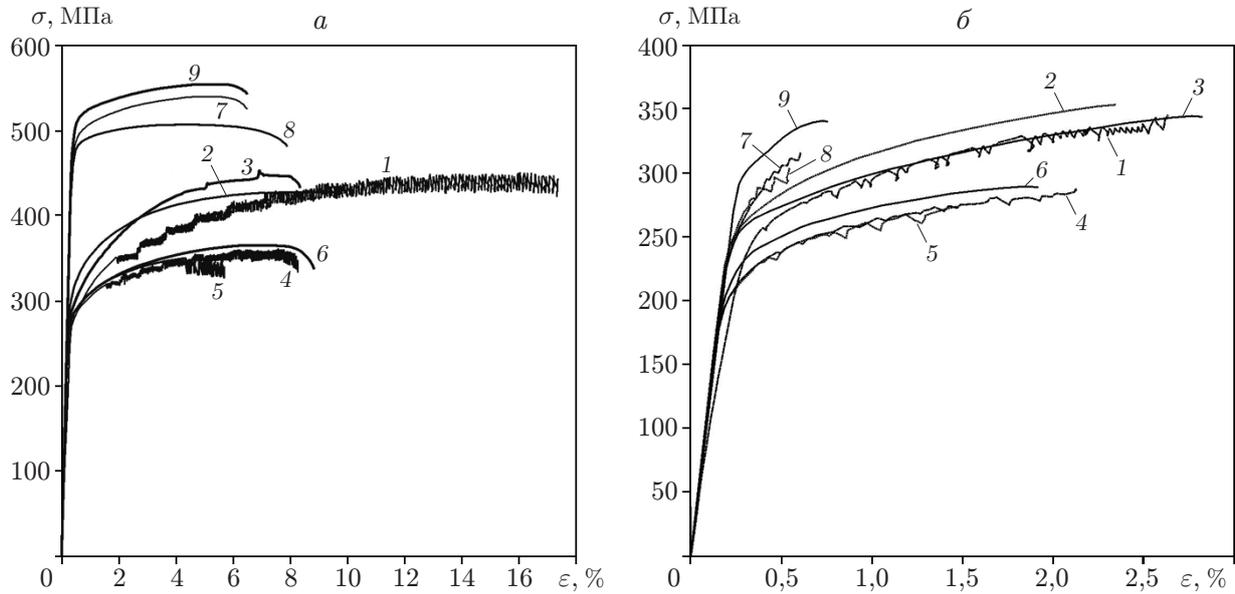


Рис. 1. Зависимость условного напряжения от относительного удлинения для образцов исходных сплавов (а) и образцов со сварными швами (б) при различных значениях температуры:

1-3 — сплав 1420 (1 — $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$, 2 — $T = 85\text{ }^\circ\text{C}$, 3 — $T = -60\text{ }^\circ\text{C}$), 4-6 — сплав 1441 (4 — $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$, 5 — $T = 85\text{ }^\circ\text{C}$, 6 — $T = -60\text{ }^\circ\text{C}$), 7-9 — сплав 1461 (7 — $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$, 8 — $T = 85\text{ }^\circ\text{C}$, 9 — $T = -60\text{ }^\circ\text{C}$)

Механические характеристики сплавов и сварных соединений при различных значениях температуры

Сплав	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$\sigma_y, \text{ МПа}$		$\sigma_{lim}, \text{ МПа}$		$\delta, \%$		$\delta_s, \%$
		Без шва	При наличии шва	Без шва	При наличии шва	Без шва	При наличии шва	
1420	-60	280	260	452	344	8,34	2,82	21
	20	280	260	450	345	17,35	2,63	13
	85	290	260	428	353	9,59	2,34	17
1441	-60	280	235	365	288	8,83	1,92	17
	20	270	220	360	283	8,27	2,12	19
	85	270	220	360	273	5,69	1,47	14
1461	-60	510	315	554	349	6,50	0,75	6
	20	490	280	540	316	6,49	0,61	5
	85	480	280	507	305	7,88	0,55	4

приближении величина δ_s оказывается больше действительного относительного удлинения шва, поскольку не учитывается наличие зоны термического влияния (ЗТВ). Однако при лазерной сварке размеры ЗТВ невелики и одинаковы для всех образцов, что позволяет использовать величину δ_s для сравнения деформируемости швов на образцах из различных сплавов при различных значениях температуры.

Поскольку для разных сплавов отношения значений σ_y для сварного образца и образца исходного сплава различаются, локализация необратимых деформаций в шве происходит по-разному. Для сплава 1461 значение σ_{lim} для сварного образца 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. Для сплава 1441 область локализации необратимой деформации уменьшается с увеличением температуры. При $T = -60^\circ\text{C}$ и $T = 20^\circ\text{C}$ приблизительно 40 % необратимой деформации сварного образца накапливается при нагрузках, превышающих предел текучести σ_y сплава. При $T = 85^\circ\text{C}$ эта доля уменьшается до 6 %, т. е. в материале за пределами области шва практически отсутствует пластическая деформация. Для сплава 1420 значение σ_y для сварного образца составляет 0,93 значения σ_y для сплава, поэтому необратимое деформирование происходит как в материале шва, так и в материале всей рабочей части образца.

Ниже приведены результаты анализа деформирования и разрушения образцов сплавов и сварных соединений при растяжении при различных значениях температуры.

2.1. *Сплав 1420.* Пределы прочности и текучести образцов данного сплава при всех рассматриваемых значениях температуры близки, но при $T = 20^\circ\text{C}$ предельная деформация существенно больше, чем при $T = -60^\circ\text{C}$ и $T = 85^\circ\text{C}$. При $T = 20^\circ\text{C}$ в этом сплаве после достижения некоторого порогового значения пластической деформации наблюдается эффект Портевена — Ле Шателье — чередующиеся сбросы напряжения, амплитуда которых с момента начала прерывистой текучести до момента разрушения увеличивается от 5 до 20 МПа. Это свидетельствует о наличии распространяющихся от некоторого источника автоволн локализованной пластической деформации [10]. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Деформационное упрочнение происходит не монотонно, а периодически и скачкообразно. Таким образом, имеет место диссипация внутренней энергии, вызывающая замедление деформационного упрочнения и увеличение предельной деформации.

При нагреве, как и при охлаждении, указанные выше сбросы внутренних напряжений отсутствуют, вследствие чего увеличивается скорость деформационного упрочнения. При этом имеет место прерывистая текучесть другого типа. При $T = -60^\circ\text{C}$ на поздней стадии деформирования образуются зубцы А-типа [11] (одиночные всплески напряжения), что объясняется возникновением неподвижных очагов макролокализации деформаций. Последний из этих очагов становится шейкой и очагом разрушения, о чем свидетельствует появление в этот момент ниспадающей ветви кривой σ - ε . При $T = 85^\circ\text{C}$ на кривой σ - ε имеется единственный сброс напряжения (зубец С-типа [11]), свидетельствующий об образовании одиночной полосы макролокализации пластической деформации. Этот сброс появляется на конечной стадии деформирования, когда упрочнение прекратилось.

При наличии сварного шва образование неподвижных очагов локализации пластической деформации в основном сплаве не влияет на предельное удлинение, поскольку изначально деформация локализована в узкой области. Предельная деформация сварного соединения, определенная на измерительной базе длиной 12 мм, для всех трех значений температуры близка, причем наибольшее значение предельной деформации достигается при $T = -60^\circ\text{C}$, наименьшее — при $T = 85^\circ\text{C}$. При этом предельная деформация шва δ_s при $T = 20^\circ\text{C}$ имеет меньшее значение, чем при $T = -60, 85^\circ\text{C}$. При деформировании

шва при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается прерывистая текучесть, как и при деформировании исходного сплава, но она возникает непосредственно после достижения предела упругости, когда сплав за пределами шва деформируется однородно, и имеет другой характер. Сбросы напряжения появляются после достижения предела упругости и их частота на порядок меньше частоты сбросов в исходном материале.

2.2. *Сплав 1441.* При $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается прерывистая текучесть того же типа, что и в сплаве 1420, при $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ она отсутствует. Кривые σ - ε имеют ниспадающую ветвь, что свидетельствует о формировании развитой шейки как при комнатной, так и при отрицательной температуре. При $T = 20, -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения предельных величин σ_y , σ_{lim} , δ близки. При $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения величин σ_y , σ_{lim} также близки к соответствующим значениям при других температурах, но деформация, соответствующая напряжению σ_{lim} , и δ составляют приблизительно 0,6 соответствующих значений для других температур. При значениях напряжения, соответствующих восходящей ветви кривой σ - ε , прерывистая текучесть отсутствует, но появляется при достижении предельного значения напряжения σ_{lim} на этапе разупрочнения в виде чередующихся сбросов напряжения большой амплитуды (приблизительно 5 % значения σ_{lim}), сопровождающихся скачкообразным увеличением относительного удлинения. Поскольку в данном случае прерывистая текучесть наблюдается на стадии разупрочнения, она не является проявлением эффекта Портевена — Ле Шателье, а свидетельствует о скачкообразном развитии шейки.

При изменении температуры поведение сварных соединений изменяется подобно тому, как изменяется поведение исходного сплава. Значения σ_y и σ_{lim} близки при всех рассматриваемых значениях температуры, а δ и δ_s при $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ существенно меньше, чем при других значениях температуры. Результаты сравнения кривых σ - ε (кривые 4–6 на рис. 1, б) показывают, что при увеличении температуры активизируется образование локализованных сдвигов в сварном шве, причем вызываемые ими скачки деформации при $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ в два раза больше, чем при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2.3. *Сплав 1461.* При всех рассматриваемых значениях температуры деформирование является однородным. При $T = 20, -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ кривые σ - ε практически идентичны, за исключением того, что при $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения σ_y и σ_{lim} больше на 15 МПа (3 %). Значения δ при этих температурах совпадают, для $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ значение деформации, при котором начинает развиваться шейка, составляет 0,95 соответствующего значения для $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$. При $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ существенно уменьшается деформационное упрочнение, ускоряется формирование неподвижного очага локализации деформаций (деформация начала развития шейки составляет 0,82 соответствующего значения для $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$), но замедляется его развитие, вследствие чего при $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигается наибольшая предельная деформация. Таким образом, с увеличением температуры деформация, при которой достигается максимальное значение напряжения, уменьшается, несмотря на то что предельное относительное удлинение может увеличиваться.

При $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ деформирование сварного образца также является однородным. При этой температуре достигаются наибольшие предельные значения как напряжений, так и деформаций. При увеличении температуры имеет место такая же неоднородность деформирования, как и для сплава 1441: в сварном шве активизируется образование локализованных сдвигов, которым соответствуют скачки деформации, при $T = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ в два раза большие, чем при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вследствие этого при увеличении температуры значения σ_{lim} , δ и δ_s уменьшаются.

3. Поверхности разрушения швов. При одном и том же виде нагружения формы поверхностей разрушения швов образцов для разных сплавов и значений температуры различаются. На рис. 2 показаны типичные формы поверхностей разрушения швов в поперечном сечении для разных сплавов при различных значениях температуры.

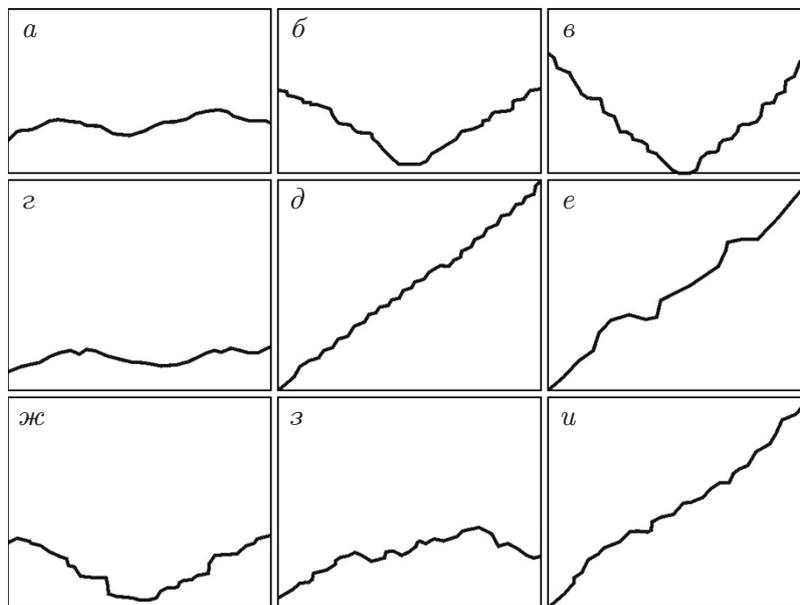


Рис. 2. Формы поверхностей разрушения сварных швов в поперечном разрезе: *a-в* — сплав 1420 (*a* — $T = 20$ °C, *б* — $T = 85$ °C, *в* — $T = -60$ °C), *г-е* — сплав 1441 (*г* — $T = 20$ °C, *д* — $T = 85$ °C, *е* — $T = -60$ °C), *ж-и* — сплав 1461 (*ж* — $T = 20$ °C, *з* — $T = 85$ °C, *и* — $T = -60$ °C)

Для сплава 1420 при $T = -60$ °C форма поверхности разрушения шва близка к плоскости, нормальной к направлению приложенной силы (см. рис. 2, *a*). При $T = 20, 85$ °C поверхность имеет форму желоба с двумя симметричными скатами (см. рис. 2, *б, в*). При $T = 20$ °C угол наклона скатов к плоскости поперечного сечения образца составляет приблизительно 30° , при $T = 85$ °C — 45° . Поверхности скатов состоят из площадок нормального отрыва, расположенных на различной высоте. При $T = -60$ °C микроструктура этих площадок, как и большей части поверхности, соответствует межзеренному разрушению (рис. 3, *a*). В сварном шве присутствует значительное количество пузырей. Возникновение ступенчатых скатов может быть вызвано тем, что при увеличении температуры разрушение происходит в толще шва за пределами магистральной трещины, о чем свидетельствует разрушение стенок пузырей (рис. 3, *б*). При увеличении температуры область, в которой происходит этот процесс, увеличивается, что вызывает углубление желоба и увеличение угла наклона скатов. Этим, возможно, объясняется и увеличение предельной деформации сварного шва δ_s при $T = 85$ °C по сравнению с $T = 20$ °C. При $T = -60$ °C вторичные трещины отсутствуют (рис. 3, *в*).

Для сплава 1441, так же как и для сплава 1420, при $T = -60$ °C форма поверхности разрушения близка к плоскости, нормальной к направлению приложенной силы (см. рис. 2, *г*). На этой поверхности имеется большое количество вторичных трещин дендритного типа, направленных от поверхности шва к его центру (рис. 3, *г*). Вне этих трещин структура поверхности соответствует междендритному разрушению (рис. 3, *д*). При $T = 20, 85$ °C образуется односкатная поверхность с углом наклона, равным 45° (см. рис. 2, *д, е*). При $T = 20$ °C структура поверхности также соответствует междендритному разрушению, но с признаками вязкого ямочного разрушения, происходящего за счет объединения пор (рис. 3, *е*). Поперечные вторичные трещины отсутствуют, но имеются немногочисленные трещины вязкого типа, распространяющиеся вдоль шва (см. рис. 3, *е*). При $T = 85$ °C форма поверхности становится более неоднородной вследствие увеличения ее структур-

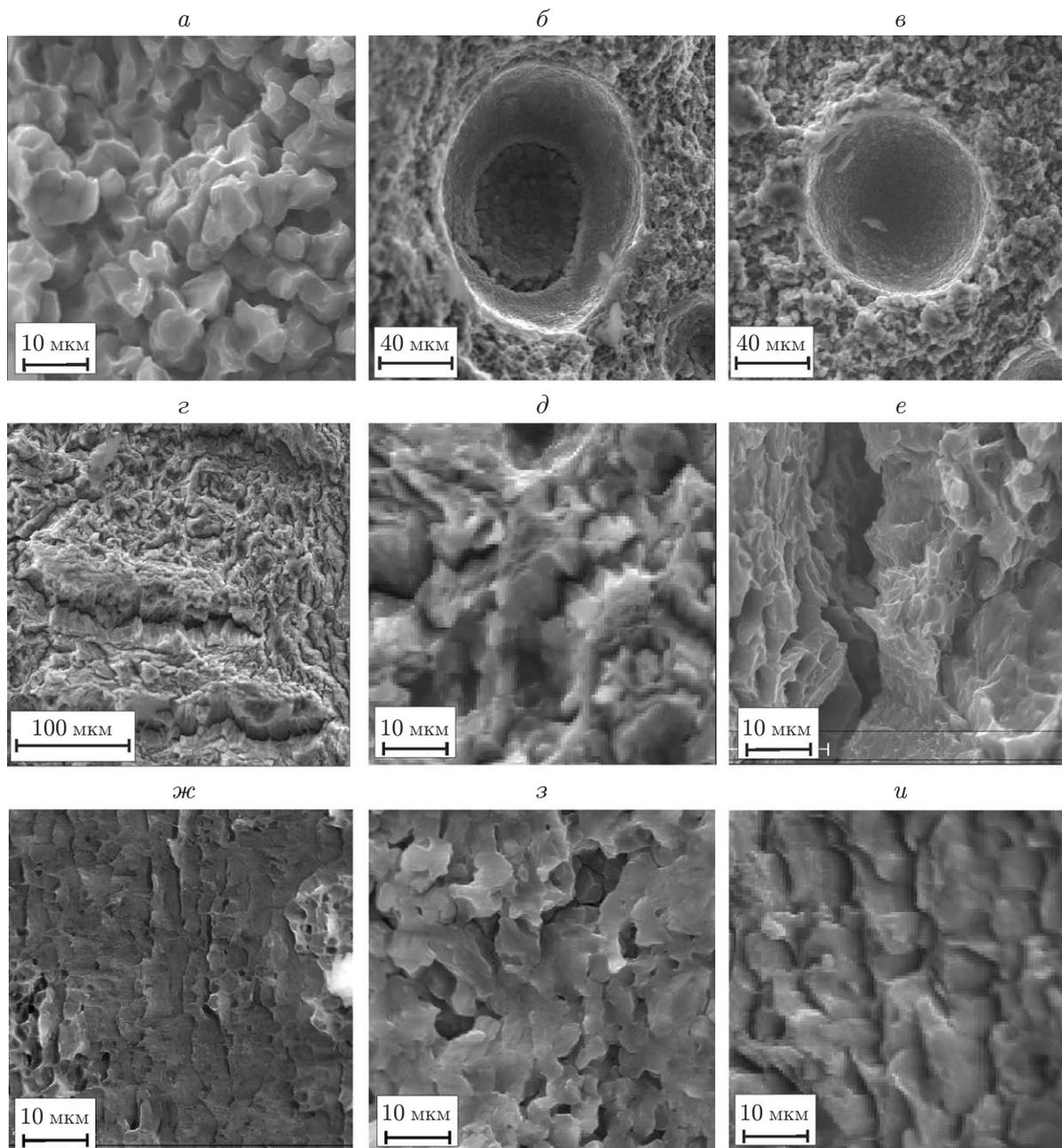


Рис. 3. Микроструктура поверхностей разрушения сварных швов (поверхность образца справа):

а — межзеренное разрушение, *б* — вторичные трещины на стенках пузырей при высокой температуре, *в* — отсутствие вторичных трещин на стенках пузырей при отрицательной температуре, *г* — вторичные трещины дендритного типа, *д* — междендритное разрушение, *е* — вязкое ямочное разрушение с вторичными трещинами, ориентированными вдоль шва, *ж* — внутризеренное разрушение, *з* — смешанное внутризеренное и межзеренное разрушение, *и* — внутризеренный квазискл с гребнями отрыва

ной неоднородности — появления обширных областей внутризеренного разрушения вдоль площадок наибольших касательных напряжений (рис. 3,ж).

Для сплава 1461 при $T = -60$ °С поверхность разрушения шва имеет два симметричных ската с углом наклона к плоскости поперечного сечения образца, приблизительно равным 30° (см. рис. 2,ж). На скатах имеются горизонтальные площадки большого размера, на которых структура поверхности разрушения соответствует внутризеренному и межзеренному разрушению (рис. 3,з). Структура поверхности между горизонтальными площадками соответствует межзеренному (см. рис. 3,а) и междендритному (см. рис. 3,д) разрушению. При $T = 20$ °С поверхность разрушения близка к односкатной (один из скатов практически вырожден) с углом наклона, приблизительно равным 30° . Области, примыкающие к поверхности образца, имеют признаки внутризеренного квазискола с гребнями отрыва, ориентация которых свидетельствует о движении трещины от поверхности внутрь шва (рис. 3,и). Также вблизи поверхности образца имеются обширные гладкие области смешанной структуры (см. рис. 3,з). Внутренняя часть шва состоит из участков межзеренного (см. рис. 3,а) и междендритного (см. рис. 3,д) разрушения. При $T = 85$ °С образуется односкатная поверхность с углом наклона, равным 45° , к одному из краев которой примыкают гладкие области смешанной структуры (см. рис. 3,з), остальная часть поверхности имеет структуру, соответствующую межзеренному разрушению (см. рис. 3,а).

Заключение. Проведенные исследования показали, что механические характеристики сплавов 1441 и 1461, основным легирующим элементом которых является Cu, при температуре $T = -60$ °С лучше, чем при $T = 20$ °С. У исходных сплавов увеличиваются предел текучести и предел прочности, при этом предельное относительное удлинение не уменьшается. У сварных соединений увеличиваются не только предел текучести и предел прочности, но и предельное относительное удлинение. При нагреве до температуры $T = 85$ °С активизируется образование неподвижных очагов локализованных пластических сдвигов, что приводит к увеличению неоднородности деформации шва и уменьшению ее предельного значения. Наиболее существенно этот эффект проявляется в сплаве 1461. При нагружении сварных образцов из этого сплава вне шва материал остается упругим, а пластическая деформация сосредоточена в сварном шве, протяженность которого в направлении растяжения образца не превышает его толщины.

Для сплава 1420, основным легирующим элементом которого является Mg, предельная деформация как при охлаждении до температуры $T = -60$ °С, так и при нагреве до температуры $T = 85$ °С значительно меньше, чем при $T = 20$ °С, вследствие образования неподвижных очагов локализованной пластической деформации. Однако для сварного соединения такая зависимость предельной деформации от температуры отсутствует, поскольку изначально деформация локализована в узкой области сварного шва. С увеличением температуры предельное относительное удлинение области, содержащей сварной шов, уменьшается. При этом предельное относительное удлинение самого шва при $T = 20$ °С оказывается наименьшим.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Williams J. C., Starke E. A.** Progress in structural materials for aerospace systems // Acta Materialia. 2003. V. 51. P. 5775–5799.
2. **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.
3. **Jie N., Lin-jie Z., Qing-lin B., 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.

4. **Bing H., Wang T., Yanbin Ch., Hao L.** 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.
5. **Xinyi Z., Ting H., Wuxiong Y., et al.** Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy // J. Materials Process. Technol. 2016. V. 237. P. 301–308.
6. **Rongshi X., Xinyi Zh.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // J. Manufactur. Process. 2014. V. 16. P. 166–175.
7. **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.
8. **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.
9. **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.
10. **Зуев Л. Б.** Деформации Чернова — Людерса и Портевена — Ле Шателье в активных деформируемых средах различной природы // ПМТФ. 2017. Т. 58, № 2. С. 164–171.
11. **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.

Поступила в редакцию 29/V 2018 г.
