



ОСОБЕННОСТИ МИКРОМЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, А. А. ГРИНЮК, инж., Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН,
А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен сравнительный анализ вязкости разрушения металла швов высокопрочных алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных плазменной сваркой на весу и на подкладке при использовании серийных сварочных проволок СвАМг63 и Св1201. На основании анализа изломов образцов установлены особенности микромеханизма разрушения сварных соединений при внецентренном растяжении.

Ключевые слова: плазменная сварка, алюминий-литиевые сплавы, сварные соединения, шов, зона сплавления, технологическая подкладка, сопротивление разрушению, рельеф излома

Благодаря высокой удельной прочности и повышенному модулю упругости использование алюминий-литиевых сплавов в конструкциях аэрокосмической техники позволяет уменьшить массу последних на 8...15% [1], что способствует увеличению полезной нагрузки и улучшению тактико-технических характеристик сварных конструкций — элементов силового каркаса, шпангоутов, балок и лонжеронов. Указанные сплавы применяются также для планеров, фюзеляжа, крыльев самолета, их обшивки и панелей.

В условиях технологического нагрева, включая сварочные процессы, сплавы с добавкой лития проявляют склонность к охрупчиванию. В металле сварных соединений, полученных различными способами дуговой сварки (плавящимся и неплавящимся электродом) и электронным лучом, наблюдается образование неоднородной структуры и разупрочнение в зоне термического влияния [2–4]. Это обусловлено многокомпонентным составом сплавов и наличием включений упрочняющих фаз, расположенных параллельно направлению прокатки. Кроме того, перегрев металла при сварке приводит к развитию в соединении неоднородности по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации вдоль границ зерен, а также к образованию хрупких межзеренных прослоек эвтектики [5]. Связанное с этим повышение концентрации напряжений на границах фаз способствует зарождению трещин, происходящему в результате растрескивания фаз или нарушения контакта с матрицей, что снижает такие интегральные показатели, как прочность и вязкость сварных соединений. Вследствие этого усложняется технология качествен-

ного изготовления сварных узлов конструкций и снижается надежность эксплуатации изделий в условиях воздействия предельно высоких нагрузок и низких температур [2, 6, 7].

Поиск рациональных теплофизических условий сварки алюминий-литиевых сплавов ведется и в настоящее время. Одним из технологических решений, обеспечивающих надежность соединения элементов конструкций из алюминий-литиевых сплавов, является применение плазменной дуговой сварки. Обеспечивая высококонцентрированный ввод тепла в сварочную ванну, этот способ сварки позволяет получить незначительный перегрев металла при термическом цикле и качественную структуру металла шва [8, 9]. Процесс сварки осуществляют с использованием технологических подкладок с формирующими канавками и без них (на весу со сквозным проникновением плазменной струи).

Для обоснования эффективности выполнения плазменной сварки необходимо определить влияние указанных технологических вариантов на физико-механические свойства и механизмы разрушения металла швов сварных соединений алюминий-литиевых сплавов различных систем легирования — 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Li–Cu). Это обусловлено тем, что надежность конструкций в условиях действия принципа безопасной повреждаемости определяется не только пределом их прочности, но и действием напряжений, вызывающих образование трещин. Без исследования указанных свойств сварных конструкций, оценки их уровня и соответствия техническим требованиям эксплуатации трудно обосновать выбор материалов и технологических процессов соединения.

Методика исследования. Сварные соединения алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460 толщиной соответственно 4 и 3 мм получали плазменной сваркой на подкладке и на весу [7]. В



качестве присадочного материала использовали сварочные проволоки СвАМг63 и Св1201 диаметром 1,6 мм (табл. 1).

Алюминиевые листы и присадочные проволоки перед сваркой подвергали химическому травлению, а торцы листов — дополнительной механической зачистке на глубину не менее 0,1 мм. Использование разнополярного асимметричного тока прямоугольной формы с преобладанием длительности тока прямой полярности обеспечивало в процессе термического цикла сварки эффективное катодное разрушение оксидной пленки и высокою стойкость электрода. Частота смены полярностей тока составляла 100 Гц. Режимы плазменной сварки представлены в табл. 2.

Для плазменной сварки использовали комплекс технологического оборудования фирмы «Фрониус» (Австрия), в состав которого входят источник питания РТ 450-02 WZ, механизм подачи присадочной проволоки КД 4000, плазматрон РМВ 350 и система управления FPA 2003.

Показатели вязкости разрушения оценивали при внецентренном растяжении образцов с использованием методики Кана, когда на металл одновременно действует одноосное растяжение и изгиб, что моделирует условия эксплуатации сварной конструкции силовой оболочки топливного бака космической ракеты [9]. Условия испытания образцов сварных соединений соответствовали требованиям ГОСТ 25.506. При этом скорость нагружения не превышала 2 мм/мин ($3,3 \cdot 10^{-5}$ м/с). При внецентренном растяжении на осциллографе записывали диаграмму нагрузка–деформация, где фиксировали моменты зарождения и развития трещины в исследуемом образце до его полного разрушения. Это позволило выполнить количественную оценку интенсивности напряжений в процессе деформации образцов сварных соединений и определить удельную работу, затрачиваемую на развитие трещины. Экспериментальные результаты получены на базе испытаний пяти образцов с использованием универсальной машины РУ-5.

Исходя из этих результатов определяли номинальное разрушающее напряжение σ_p и критический коэффициент интенсивности напряжения K_c , а также удельную работу зарождения (J_c -интеграл) и распространения (УРРТ) трещины [2] (табл. 3). Значения J_c оценивали путем расчета функции изменения энергии деформации в зависимости от длины трещины с помощью соотношения Меркли–Кортена [9–11]. Полученные данные сравнивали с соответствующими показателями для основного металла.

Особенности характера разрушения и участков возникновения трещины определяли фактографическим методом на растровом электронном микроскопе JSM-840 (фирма «JEOL», Япония) с системой микроанализаторов при уско-

Т а б л и ц а 1. Химический состав алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 и присадочных проволок, используемых при сварке, мас. %

Марка сплава, проволоки	Cu	Mg	Mn	Ti	Zr	Fe	Si	Прочие
<i>Сплавы</i>								
1420	0,1	5,60	0,3	—	0,10	0,30	0,1...0,30	1,9 Li
1460	3,2	—	—	0,1	0,09	0,30	0,20	2,0 Li 0,1 Sc
<i>Сварочные проволоки</i>								
СвАМг63	0,1	6,30	0,5	0,1	0,20	0,05	0,05	—
Св1201	6,1	0,02	0,3	0,1	0,15	0,15	0,08	0,1 V

Т а б л и ц а 2. Режимы плазменной сварки сплавов 1420 и 1460

Марка сплава	Скорость сварки $v_{св}$, м/ч	Сварочный ток $I_{св}$, А	Расход плазмобразующего газа $Q_{пл}$, л/мин	Скорость подачи присадочной проволоки $v_{пр}$, м/ч
1460	36	180	0,1	123
1420	36	200	0,2	142

Т а б л и ц а 3. Характер изменения сопротивления разрушению алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460

Марка сплава	σ_p , МПа	K_c , МПа $\sqrt{м}$	J_c	УРРТ	
				Дж/см ²	
1420	353/337	28,1/27,5	4,1/3,0	2,5/3,0	6,0/4,0
1460	360/339	33,2/31,0	5,0/4,0	5,0/5,9	8,0/6,0

П р и м е ч а н и е. В числителе приведены данные, полученные при продольном, а в знаменателе — при поперечном направлении проката.

ряющем напряжении 20 кВ и токе электронного пучка $10^{-10} \dots 10^{-7}$ А в режиме вторичных электронов. Полученную информацию систематизировали с помощью современных компьютерных технологий, включая программы Image Pro 30 и Statistica 5.0. Сравнительный анализ результатов исследований рельефа излома швов, выполненных по двум технологическим вариантам плазменной сварки на сплавах 1420 и 1460, и уровня сопротивления разрушению образцов сварных соединений позволил выявить особенности их микро-разрушения на этапах зарождения и распространения трещин.

Результаты исследования. Анализ физико-механических свойств алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 показал, что они характеризуются близкими значениями не только прочности (337...360 МПа), но и критического коэффициента интенсивности напряжений как при продольной (28,1...33,2 МПа $\sqrt{м}$), так и поперечной (27,5...31,0 МПа $\sqrt{м}$) ориентации образцов относительно проката (табл. 3). В первом случае



Таблица 4. Сопротивление разрушению сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных плазменной дуговой сваркой

Марка сплава (проволоки)	Технологический вариант сварки	σ_p , МПа	K_c , МПа $\sqrt{м}$	J_c	УРРТ	KCV
				Дж/см ²		
1420 (СвАМг63)	На весу	$\frac{303...341}{322}$	$\frac{45,0...50,0}{47,5}$	$\frac{6,8...7,3}{7,1}$	$\frac{9,6...10,7}{10,2}$	$\frac{7,2...7,6}{7,4}$
	На подкладке	$\frac{379...428}{404}$	$\frac{26...35}{30}$	$\frac{5,3...12,4}{8,3}$	$\frac{5,3...7,5}{6,8}$	$\frac{4,4...7,9}{5,9}$
1460 (Св2101)	На весу	$\frac{341...356}{322}$	$\frac{49...51}{50}$	$\frac{5,3...7,1}{7,1}$	$\frac{10,5...10,9}{10,7}$	$\frac{12,1...15,4}{13,8}$
	На подкладке	$\frac{403...408}{403}$	$\frac{31...36}{35}$	$\frac{8,6...8,9}{8,8}$	$\frac{7,4...7,5}{7,5}$	$\frac{8,6...10,4}{9,5}$

значения J_c обоих сплавов составляют 4,1...5,0 Дж/см², а во втором — 3,0...4,0 Дж/см². УРРТ сплава 1420 изменяется в пределах 2,5...3,0 Дж/см², а сплава 1460 — 5,0...5,9 Дж/см², что указывает на низкую пластичность сплавов, легированных магнием. Наличие в составе сплава 1420 этого элемента способствует уменьшению растворимости лития в твердом растворе и тем самым обеспечивает значительный эффект упрочнения при термической обработке, однако при этом пластичность сплава уменьшается [1].

Сопоставление результатов испытаний сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных плазменной сваркой, показало, что образцы, полученные на подкладке, отличаются бóльшим уровнем номинального разрушающего напряжения σ_p и энергетического показателя, характеризующего работу зарождения трещины J_c , чем выполненные на весу (табл. 4). Прирост номинального разрушающего напряжения образцов таких сварных соединений составляет 80...100 МПа по сравнению с выполненными без подкладки (322 МПа). Значения критического K_c , удельной работы распространения трещины УРРТ и KCV при этом в 1,5...2,0 раза выше, чем у сварных соединений, полученных на весу. Это может свидетельствовать о наличии более благоприятных теплофизических условий для качественного формирования металла шва на исследуемых алюминиево-литиевых сплавах. В металле швов, выполненных на сплаве 1420, при этом образуется однородная микроструктура с равномерным расположением фазовых включений в межкристаллитном пространстве, что обеспечивает прочность соединений на уровне 379...356 МПа и трещиностойкость 26...35 МПа $\sqrt{м}$.

Исходя из значений прочности и сопротивления разрушению сварных соединений сплава 1460 установлено, что при его соединении можно применять плазменную дуговую сварку как на подкладке, так и без нее. Критерием выбора является требуемый для условий эксплуатации уровень прочности и коэффициента интенсивности напряжения сварных соединений. Использование

подкладки обеспечивает металлу шва прочность на уровне 403...408 МПа, однако при этом значения K_c не превышают 36 МПа $\sqrt{м}$, что тем не менее близко к значению этого показателя у основного металла. При выполнении сварки без подкладки прочность металла сварного соединения составляет 341...356 МПа, а его трещиностойкость — 49...51 МПа $\sqrt{м}$.

Визуальный осмотр изломов разрушенных образцов основного металла сплавов 1420 и 1460 выявил наличие в нем расслоений. Слои располагались под углом 60...90° к плоскости магистральной трещины. Микроструктуры рельефа каждого отдельного слоя имела шевронный вид с мелкоскладчатым (ступенчатым, а иногда и чешуйчатым) рельефом (рис. 1). Причем каждый исследуемый слой содержал как участки межзеренного разрушения, так и фрагменты квазискола. Образованные при разрушении вязкие ямки были мелкими и слабо развитыми, что свидетельствует о незначительной пластической деформации металла в момент зарождения трещин. Края ямок большей частью ориентированы параллельно плоскости проката полуфабрикатов. На рис. 2 представлены характерные структурные особенности излома исследуемых сплавов — бороздчатый рельеф (рис. 2, а), ямочный излом с небольшими плоскими участками (рис. 2, б), камневидные ступеньки (рис. 2, в). На основе анализа особенностей рельефа основного металла сплавов с добавками лития можно заключить, что начальная стадия их разрушения зависит от объемной доли фазовых выделений. Это обусловлено сложным химическим составом сплавов, уровнем напряженного состояния, зависящим от режима термической или механической обработки металла, а также условиями нагрузки при эксплуатации. Зарождение микротрещин в сплавах предположительно происходит вследствие протекания нескольких процессов — неоднородной пластической деформации в теле зерна, ее локализации вблизи границы и взаимодействия с выделениями, расположенными в межзеренном пространстве. В результате хрупкие частицы интерметаллидных

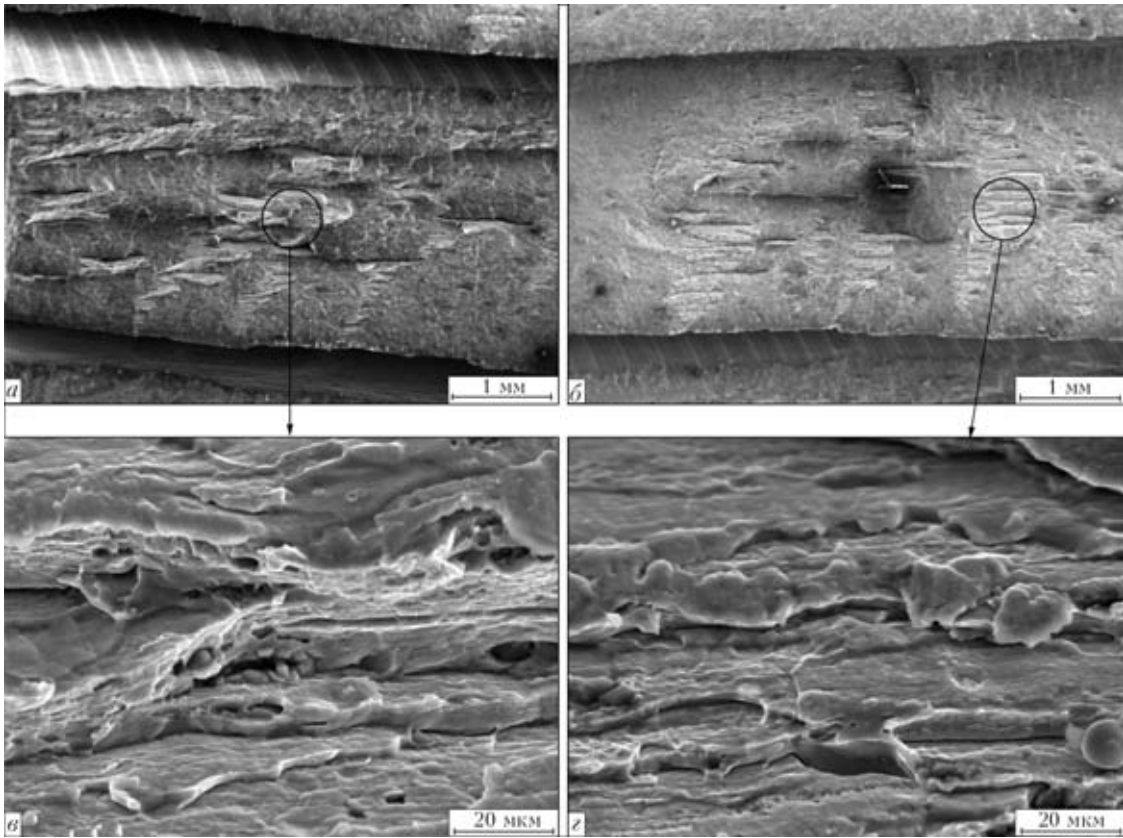


Рис. 1. Расслоения на поверхности разрушения сплавов 1420 (а, в) и 1460 (б, з): а, б — макрофотографическое изображение излома; в, з — ступеньки на поверхности расслоений

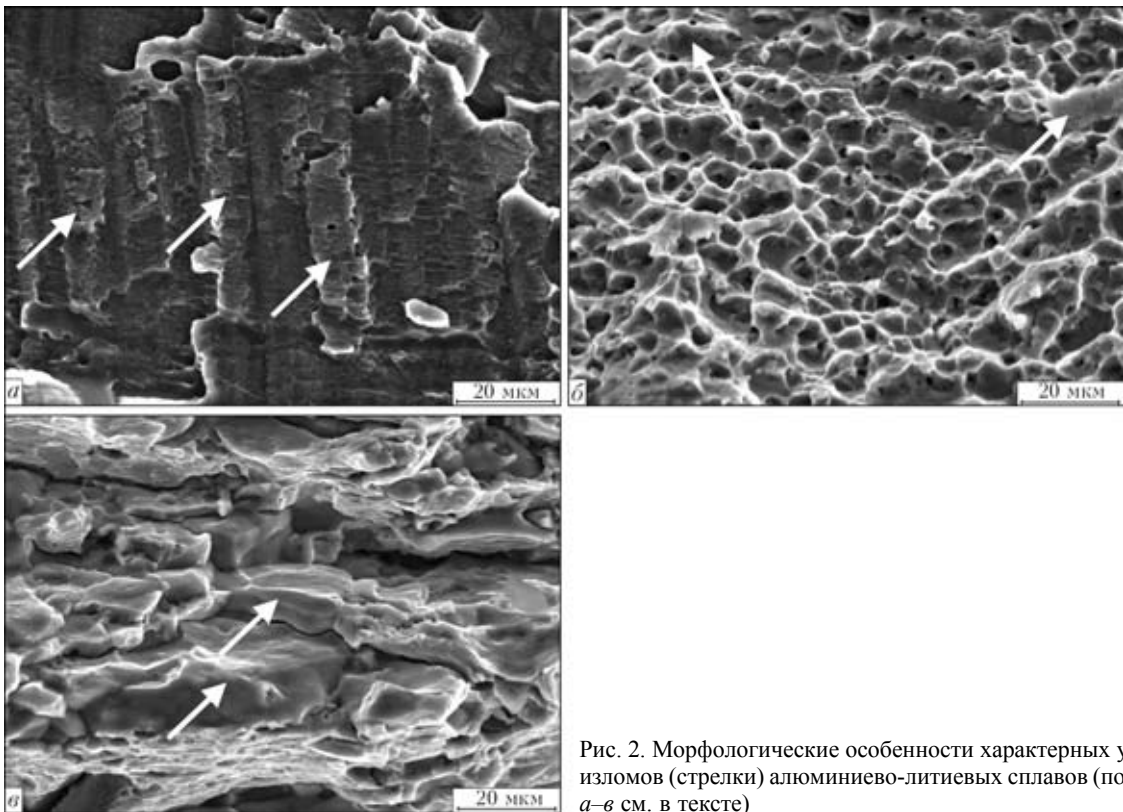


Рис. 2. Морфологические особенности характерных участков изломов (стрелки) алюминиево-литиевых сплавов (пояснения а–в см. в тексте)

фаз растрескиваются и происходит образование микропор в виде ямок среза, форма которых определяется характером воздействия нагрузки при

испытании сплавов в условиях внецентренного растяжения (рис. 3). Внутренний рельеф микропор отличается от основного излома более хрупким

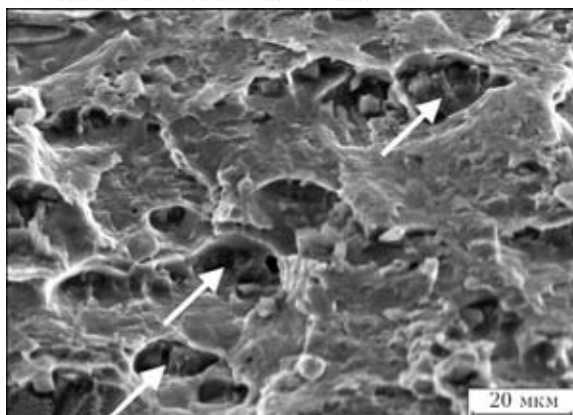


Рис. 3. Микропоры (показаны стрелками) на участках разрушенных интерметаллидных фаз в алюминий-литиевых сплавах

строением. При этом преобладает квазискол, что связано с многоосностью напряженного состояния структуры на участках расположения интерметаллидных фаз.

Дополнительный вклад в напряженное состояние структуры обоих сплавов вносят и микронапряжения, образующиеся в металле на границах разнородных фаз. Они способствуют увеличению растрескивания наиболее хрупких участков структуры и появлению отдельных плоских фрагментов, образовавшихся вследствие транскристаллитного разрыва границ матрица–интерметаллидная фаза, что также делает эти участки структуры очагами разрушения. Слияние микротрещин и формирование магистральной трещины происходит при низких значениях УРРТ (см. табл. 3). При этом узор рельефа имеет вид ступенчатых смещений, вызванных периодичностью реализуемых процессов — сдвигами внутри зерен, обусловленными протеканием пластической деформации, и остановкой фронта микротрещины на начальном этапе ее распространения вдоль границ зерен (рис. 4).

Отличительной особенностью рельефа сплава 1420 является большее по сравнению со сплавом 1460 количество хрупких фрагментов на изломе, свидетельствующих о его меньшей пластичности, что может быть обусловлено наличием магния, понижающего растворимость лития и алюминия и вызывающего пересыщение сплава и склонность к неравномерности микропластической деформации структурных составляющих [1]. На это указывает наличие на изломах сплава 1420 микроразрывов в плоскости контакта более вязких фаз с матрицей наряду с характерным растрескиванием хрупких включений интерметаллидных фаз (рис. 5, а). Разрушение сплава 1460 происходит преимущественно по телу хрупких включений, а особенно в местах стыка зерен (рис. 5, б).

Анализ изломов сварных соединений сплавов 1420 и 1460, выполненных с использованием технологической подкладки, показывает, что разрушение швов происходит по вязкому механизму,

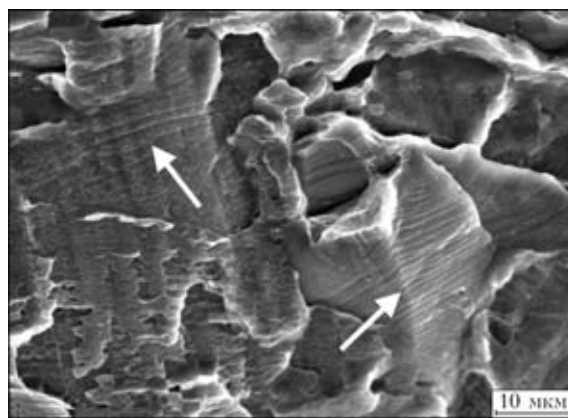


Рис. 4. Полосы (показаны стрелками) интенсивной деформации на поверхности изломов сплава 1460

о чем свидетельствует наличие мелких ямок размером от 1,3 до 5,2 мкм (рис. 6, а, в). Образовавшиеся вокруг них в процессе пластической деформации металла гребни более тонкие у соединений сплава 1420. Плоские участки рельефа, характеризующие степень охрупчивания структуры шва при сварке, занимают примерно 30...35 % площади излома, что на 10...15 % меньше, чем у сплава 1460. Трещины зарождаются на грубых фазовых частицах и интерметаллидных включениях, расположенных вдоль границ кристаллитов шва. Длина трещин определяется объемной долей

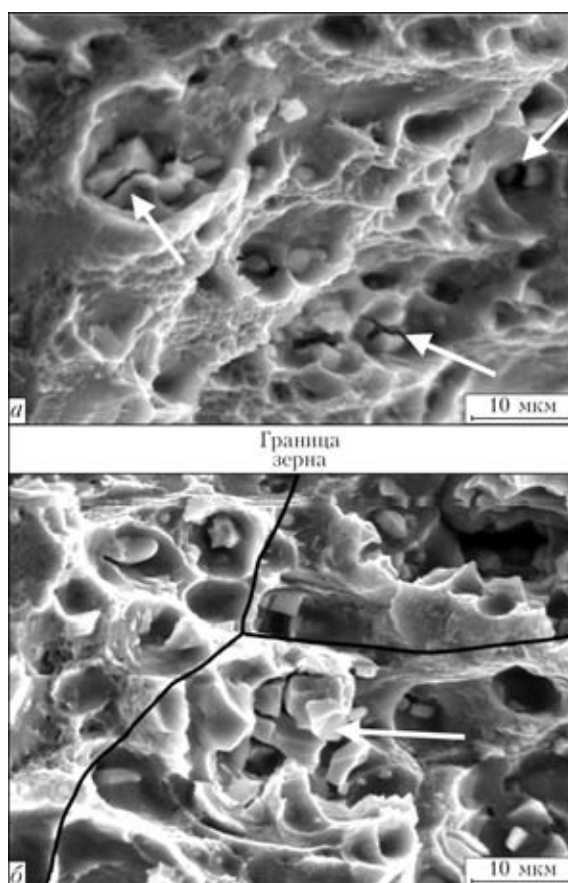


Рис. 5. Интерметаллидные фазы (показаны стрелками) на поверхности разрушения сплава 1420 (а) и в местах стыка трех зерен (б)

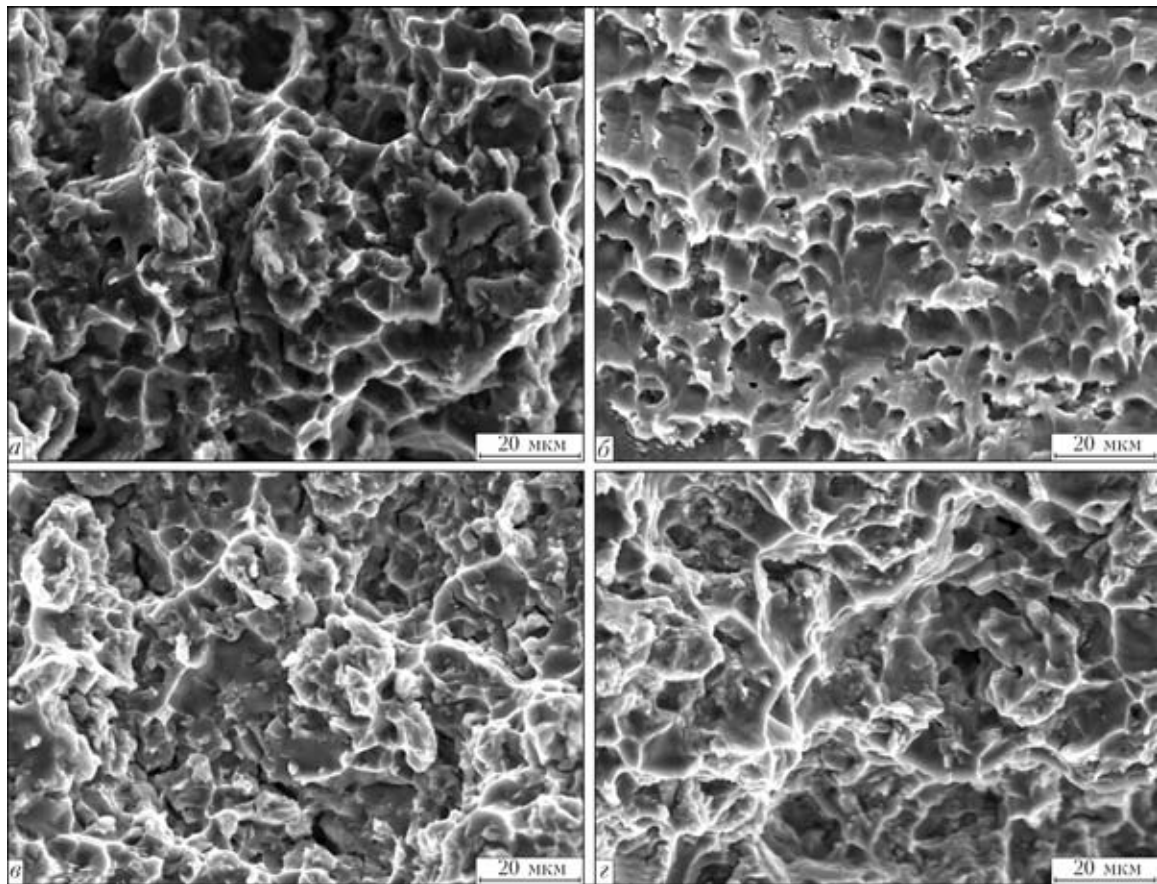


Рис. 6. Фрактограммы поверхности разрушения сварных соединений сплавов 1420 (а, б) и 1460 (в, г), полученных плазменной сваркой на подкладке (а, в) и на весу (б, г)

частиц структурных составляющих исследуемых сплавов в исходном состоянии, а также условиями термического цикла сварки. У обоих сплавов на изломах соединений, полученных на подкладке, наблюдается наличие микротрещин большой протяженности. Подобный эффект может быть связан с образованием при термическом цикле хрупких межзеренных прослоек из пересыщенных фаз, появление которых обусловлено повышенной химической активностью легирующих элементов и примесей при нагреве. Это провоцирует развитие неоднородности по их содержанию вдоль границ кристаллитов шва, следствием чего является появление предпосылок для хрупкого зарождения микротрещин.

Размеры фасеток на изломах швов сварных соединений, выполненных без использования технологической подкладки, колеблются от 3,1 до 11,5 мкм (см. рис. 2, б). Протяженность микротрещин на рельефе в 2...3 раза меньше, чем при плазменной дуговой сварке на подкладке. При этом поверхность разрушения металла шва, выполненного на алюминиево-литиевых сплавах, содержит значительно большее количество плоских фрагментов рельефа. Обращают внимание существенные отличия в строении ямок на изломах сварных соединений, полученных по различным технологическим вариантам. При разрушении

швов сплава 1420, выполненных без подкладки, образовавшиеся ямки неглубокие и ограничены острыми гребнями, что указывает на реализацию в процессе распространения магистральной трещины механизма квазискола, формирования которого требует низких энергетических затрат и сопровождается незначительной пластической деформацией. Наличие отмеченного факта может быть обусловлено перегревом металла шва сплава 1420, выполненного плазменной дуговой сваркой без подкладки вследствие малого теплоотвода в воздушную среду. На изломах сварных соединений, полученных на подкладке, наблюдаются ямки большей глубины, а гребни у их края имеют четкие очертания. Это свидетельствует о полной завершенности пластической деформации образца на этапе распространения трещины и реализации при таком технологическом варианте более рациональных теплофизических условий, необходимых для качественного формирования неразъемных соединений.

Рельефные ямки на изломах сварных соединений сплава 1460, полученных при сварке как на весу, так и на подкладке, в основном равноосные со ступенями, образовавшимися в результате пластического сдвига при внецентренном растяжении (см. рис. 3). Размер ямок колеблется от 1 до 10 мкм. Гребни вокруг фасеток более раз-



виты, чем при таком же способе сварки на подкладке, их ширина составляет от 0,5 до 1,0 мкм. Ориентация гребней имеет произвольный характер и не зависит от направления приложенной нагрузки. Площадь плоских участков сварного соединения, полученного плазменной сваркой на весу, на 10...15 % меньше, чем при том же способе сварки на подкладке. Протяженность микротрещин, образовавшихся в процессе распространения магистральной трещины, в 2 раза меньше. Рельеф изломов сварных соединений сплава 1460 типичен для пластичных материалов, для которых характерно высокоэнергоемкое разрушение по вязкому механизму [9–11].

Выводы

1. Установлено, что алюминий-литиевые сплавы 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Cu–Li) характеризуются близкими значениями критического коэффициента интенсивности напряжений как при продольной (28,1...33,2 МПа√м), так и при поперечной (27,5...31,0 МПа√м) ориентации образцов относительно проката. Номинальные напряжения, при которых происходит разрушение основного металла также близки по значению и находятся в пределах 337...360 МПа. Значения J_c при продольной ориентации обоих сплавов изменяются в пределах 4,1...5,0 Дж/см², а при поперечной — в пределах 3,0...4,0 Дж/см². УРРТ сплава 1420 составляет 2,5...3,0 Дж/см², а сплава 1460 — 5,0...5,9 Дж/см².

2. Использование технологической подкладки при плазменной дуговой сварке сплава 1420 обеспечивает возможность формирования более однородной структуры металла шва, количество хрупких прослоек сокращается в 2...3 раза, что способствует приросту прочности на 80...100 МПа и увеличению значений K_{IC} , J_c на 15...20 %, а KCV — в 1,5 раза по сравнению со швами, полученными без подкладки. Очагом зарождения трещин являются грубые частицы фаз и интерметаллидные включения, расположенные вдоль границ кристаллитов шва.

Comparative analysis of the weld metal fracture toughness of high-strength aluminium-lithium alloys 1420 and 1460, produced by plasma welding without and with backings using serial welding wire SvAMg63 and Sv1201, is carried out. On the basis of analysis of fractures of specimens the peculiarities of fracture micromechanism of welded joints in case of out-of center tension are determined.

3. Для соединения сплава 1460 рекомендовано использовать оба исследуемых технологических варианта плазменной сварки. В первом случае прочность металла шва составляет 403...408 МПа, а значения K_{IC} не превышают 36 МПа√м; во втором — не более 341...356 МПа, а трещиностойкость — 49...51 МПа√м. Изломы независимо от использования технологической прокладки при обоих вариантах сварки имеют типичный для пластичных материалов рельеф, который образуется при высокоэнергоемком разрушении, протекающем по вязкому механизму.

1. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. Н. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
2. Фридляндер И. Н., Братухин И. Н., Давыдов В. Г. Алюминий-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // *Металлы*. — 1992. — № 3. — С. 117–119.
3. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 156 с.
4. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, А. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // *Автомат. сварка*. — 2001. — № 7. — С. 12–16.
5. Рязанцев В. И. Сварные конструкции из алюминиевых сплавов с литием // *Авиаци. пром-сть*. — 2005. — № 2. — С. 32–41.
6. Херцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Под ред. М. Л. Бернштейна, С. П. Ефименко. — М.: Металлургия, 1989. — 576 с.
7. Лабур Т. М. Повышение надежности сварных соединений конструкций аэрокосмической техники из алюминий-литиевых сплавов // *Технолог. системы*. — 2003. — № 2 (18). — С. 71–79.
8. Покляцкий А. Г., Гринюк А. А. Устойчивость процесса плазменной сварки алюминиевых сплавов проникающей дугой // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 4. — С. 42–46.
9. Особенности плазменно-дуговой сварки корпусных алюминиевых сплавов на постоянном токе обратной полярности / Г. Я. Богданов, О. Н. Ерышев, Л. М. Козлов и др. // *Вопр. материаловедения*. — 2001. — № 1 (25). — С. 35–45.
10. Нотт Дж. Микромеханизм разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов // *Механика разрушения*. — Т. 17. — М.: Мир, 1979. — С. 40–82. — (Сер. Новое в зарубежной технике).
11. *Разрушение* / Под ред. Г. Либовица. — В 6 т. Т. 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения / Пер. с англ. — М.: Мир, 1973. — 616 с.

Поступила в редакцию 02.11.2005,
в окончательном варианте 29.11.2005