



СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ

Е. Г. ТЕРНОВОЙ, В. Ф. ШУЛЫМ, инженеры,
В. Ю. ХАСКИН, В. Д. ШЕЛЯГИН, А. В. ЛОЗОВСКАЯ, кандидаты техн. наук,
А. В. СИОРА, А. В. БЕРНАЦКИЙ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведены исследования процесса получения соединений алюминиевых сплавов способом гибридной лазерно-плазменной сварки. Изучены особенности свойств и структуры этих соединений. Эксперименты по сварке выполняли как с подачей присадочной проволоки, так и без нее, что позволило устранить пористость сварных соединений и значительно улучшить их свойства.

Ключевые слова: гибридная лазерно-плазменная сварка, алюминиевые сплавы, присадочная проволока, свойства соединений, макро- и микроструктура, пористость, микротвердость, химическая неоднородность, распределение водорода

Сварные конструкции из алюминия и его сплавов получили широкое применение в различных отраслях промышленности. Из этих сплавов изготавливают конструкции, работающие в условиях сложных переменных нагрузок, повышенных и низких температур, а также в агрессивных средах [1]. Благодаря малой массе, достаточно высокой удельной прочности и коррозионной стойкости алюминиевые сплавы широко применяются в судостроении, химическом и авиакосмическом машиностроении, а также автомобилестроении [2–6].

В настоящее время конструкции из алюминиевых сплавов изготавливают с помощью сварки плавлением [7, 8]. К особенностям сварки алюминиевых сплавов следует отнести высокую степень сродства к кислороду, наличие в швах оксидной пленки Al_2O_3 и склонность к порообразованию, что оказывает существенное влияние на свойства и структуру сварных соединений [9–11]. Для предотвращения порообразования и получения требуемого качества соединений используют следующие способы: предварительную подготовку свариваемых кромок и присадочных материалов, а также легирование металла сварных швов. Предварительная подготовка включает механическое или химическое удаление оксидной пленки на поверхности соединения и присадочного материала [12]. Второй способ предусматривает использование присадочных материалов или сварочных флюсов с добавками легирующих элементов [13].

Одним из наиболее перспективных способов соединения алюминиевых сплавов является гиб-

ридная лазерно-плазменная сварка [14–16]. Однако особенности влияния легирования сварных швов на их физико-механические свойства при этом способе сварки исследованы недостаточно. В настоящей работе этому вопросу и посвящены исследования применительно к сварным соединениям алюминиевых сплавов. Гибридный лазерно-плазменный способ сварки (рис. 1) позволяет сочетать преимущества обоих процессов сварки (при этом их недостатки взаимно устраняются) и получать гибридный эффект [17] от совместного использования лазерного излучения и электрической дуги. Это так называемый эффект нарушения аддитивности теплового влияния лазерного излучения и плазмы дуги на обрабатываемый материал, вызванный переходом от теплопроводного режима сварки к режиму кинжального проплавления [18–20].

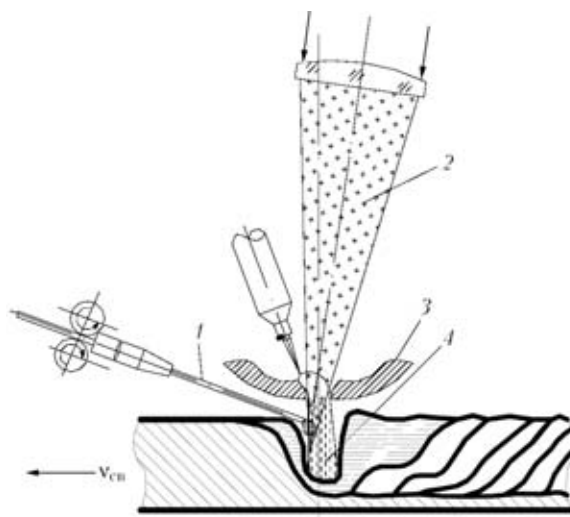


Рис.1. Схема гибридной лазерно-плазменной сварки: 1 — присадочная проволока; 2 — лазерный пучок; 3 — сопло плазмотрона; 4 — плазменная дуга



В исследованиях использовали диодный лазер модели DF 020 HQ (фирма «Рофин-Синар», Германия) мощностью до 2 кВт с длиной волны 0,808...0,940 мкм, а также плазмотрон оригинальной конструкции мощностью до 2 кВт с диаметром плазмообразующего сопла 2,5...3,0 мм и источником питания для сварки на токе прямой полярности и в режиме разнополярных прямоугольных импульсов тока [20]. В экспериментах использовали образцы из алюминиевых сплавов АМг3 и АМг6 толщиной 0,8; 1,5; 2,0 и 3,0 мм, которые проплавлили и сваривали встык лазерным, плазменным и гибридным способами сварки. При этом определяли оптимальные режимы сварки, свойст-

ва и структурные особенности соединений, полученных как без подачи присадочной проволоки, так и с ее подачей.

Оценку качества проплавлений и стыковых соединений выполняли путем внешнего осмотра, а также по макрошлифам. Наличие пор, оксидных включений, трещин, раковин и непроваров в швах проверяли рентгеновской дефектоскопией с помощью аппарата РАП-150/300. Химический состав основного металла и металла швов выявляли спектральным анализом с использованием фотоэлектрического спектрометра ДФС-36, а временное сопротивление разрыву сваренных соединений определяли путем механических испытаний

Таблица 1. Влияние способов и режимов сварки (наплавки) на макроструктуру соединений

№ опыта	Марка сплава	Толщина образца, мм	Способ сварки (наплавки)	Мощность лазера, кВт	Скорость сварки, м/ч	Сварочный ток прямой/обратной полярности, А	Продолжительность импульса, мс	Макрошлиф
1	АМг6	1,5	(Лазерная)	2,0	108,0	—	—	
2		1,5	(Плазменная)	—	108,0	100/50	50/50	
3		1,5	(Гибридная)	1,5	108,0	77/50	50/50	
4		1,5	» »	1,2	108,0	63/30	50/50	
5*		1,5	» »	1,5	108,0	85/50	50/50	
6	АМг3	1,5	Лазерная	2,0	108,0	—	—	
7		1,5	Плазменная	—	108,0	100/50	35/90	
8		1,5	Гибридная	1,5	108,0	70/50	50/50	
9*		1,5	» »	1,5	78,0	75/50	50/50	
10		3,0	(Лазерная)	2,0	14,4	—	—	
11		3,0	(Плазменная)	—	14,4	100/50	35/35	
12		3,0	(Гибридная)	1,5	34,4	100/50	35/35	

* — здесь и в табл. 2, 3 сварка образца с присадочной проволокой.

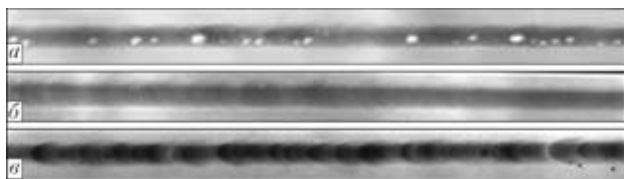


Рис. 2. Рентгенограммы соединений алюминиевого сплава АМг3 (а, в) и АМг6 (б) толщиной 2 мм, полученных гибридной лазерно-плазменной сваркой без (а, б) и с присадочной проволокой (в)

на разрывной машине ЦДМ-4 при температуре 20 °С. Металлографические исследования геометрии и структуры металла швов выполняли на поперечных макро- и микрошлифах с помощью оптических микроскопов МБС-9 и «Neophot-32» (с увеличением от 15 до 150). Структурные составляющие выявляли электролитическим травлением в растворе ледяной уксусной и хлорной кислот.

Микротвердость соединений $HV_{0,05}$ измеряли на поперечных микрошлифах микротвердомером М-400 фирмы «LECO» с шагом 0,1 мм. Химическую неоднородность соединений исследовали на микроанализаторе «SX-50» фирмы «Сатеса», а содержание водорода в основном металле и металле сварных соединений определяли методом экстракции с помощью локального масс-спектрального анализа на установке «ЭХО-4М» с лазерным зондом диаметром 300 мкм. Продолжительность импульса облучения составляла $1 \cdot 10^{-5}$ с, его мощность — 7,5 Дж.

Исследования выполняли в два этапа. На первом проводили эксперименты без применения присадочной проволоки. При этом проплавление и сварку стыковых соединений выполняли на плоских образцах размером 200×100 мм в среде аргона с помощью лазерного излучения или плазмы прямого действия, а также гибридным способом. Расход плазмообразующего газа составлял 4 л/мин, а расход на защиту сварочной ванны и оптики лазерной головки — соответственно 10...12 и 0,5 л/мин. Мощность сфокусированного излучения варьировали в пределах 0,5...2,0 кВт. Диаметр фокального пятна при этом равен 1,2 мм, а заглупление фокуса относительно поверхности образца — 0,5...1,0 мм. Были подобраны режимы проплавления и сварки различными способами для сплавов АМг3 и АМг6 толщиной 1,5 и 3,0 мм в диапазоне скорости сварки 10...110 м/ч.

На втором этапе исследований выполнены наплавки и сварены стыковые соединения из сплавов АМг3 и АМг6 толщиной 0,8; 1,5 и 2,0 мм с подачей присадочной проволоки в сварочную ванну, образованную с помощью отдельных или двух совмещенных в одной точке источников нагрева. В экспериментах использовали проволоку СвАМг6 диаметром 1,2 мм, поверхность которой отполирована электрохимическим способом.

В результате проведенных исследований установлено, что излучение диодного лазера мощностью 2 кВт позволяет получить на пластинах сплавов АМг3 (толщиной 1,5 и 3,0 мм) и АМг6 (толщиной 1,5 мм) проплавление глубиной около 0,6 мм при скорости сварки соответственно 108 и 14,4 м/ч, а при сварке стыковых соединений этих же сплавов толщиной 1,5 мм со скоростью 108 м/ч глубина проплавления составляет 0,7 мм (табл. 1). Небольшая глубина проплавления при лазерной сварке алюминия и его сплавов объясняется сравнительно большим диаметром пятна фокусирования излучения, что обеспечивает плотность мощности всего около $1 \cdot 10^5$ Вт/см², а, как известно, для достижения режима глубокого проплавления необходимая плотность мощности должна превышать $1 \cdot 10^6$ Вт/см² [20]. Плазма той же мощности (напряжение дуги 20 и 18 В) и на тех же скоростях сварки позволяет получить глубину проплавления соответственно 1,25 и 1,00 мм. Гибридное сочетание этих источников нагрева с суммарной мощностью 3,0 и 3,5 кВт для сплавов указанной толщины обеспечило полное сквозное проплавление стыкового соединения толщиной 1,5 мм на скорости 108 м/ч и сплошной пластины толщиной 3 мм на скорости 34,4 м/ч.

Радиационный контроль показал, что в соединениях сплава АМг3, полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки, выявлена значительная пористость (рис. 2, а). В аналогичных соединениях сплава АМг6, полученных тремя рассмотренными способами сварки, поры также были обнаружены, но в значительно меньших количествах (рис. 2, б). При гибридном способе сварки этих же сплавов и соединений с введением присадочной проволоки СвАМг6 получены соединения с высокой плотностью швов (рис. 2, в).

Анализ макрошлифов соединений (табл. 1) показал, что путем выбора режима сварки и скорости подачи присадочной проволоки можно достичь оптимальной геометрии и удовлетворительного формирования верхнего и корневого валиков усиления.

Химический состав основного металла и металла швов соединений сплавов АМг3 и АМг6 толщиной 1,5...3,0 мм, полученных гибридным способом, приведен в табл. 2. Состав металла шва соединений, полученных без подачи присадочной проволоки, практически не отличается от исходного состава основного металла. При введении присадочной проволоки СвАМг6 в сварочную ванну в металле шва соединений сплава АМг3 имеет место повышение содержания легирующего элемента магния с 3,3 до 4,8 мас. %.

Сравнивая значения временного сопротивления разрыву соединений сплавов АМг3 и АМг6 толщиной 1,5 и 2,0 мм (табл. 3), следует отметить



Таблица 2. Химический состав (мас. %) основного металла и металла швов, выполненных гибридным способом сварки на сплавах АМг3 и АМг6

Марка сплава	Участок	Si	Mg	Mn	Cu	Zn	Ni	Ti	Fe
АМг3	Основной металл	0,38	3,5	0,5	0,10	0,18	0,03	0,10	0,40
	Шов	0,40	3,2	0,3	0,10	0,12	0,03	0,10	0,40
АМг3*	» »	0,40	4,8	0,3	0,10	0,12	0,03	0,10	0,40
АМг6	Основной металл	0,18	6,4	0,6	0,06	0,14	0,03	0,06	0,25
	Шов	0,17	6,0	0,5	0,05	0,08	0,03	0,06	0,27
АМг6*	» »	0,15	6,0	0,5	0,05	0,08	0,03	0,03	0,23

низкую прочность соединений сплава АМг3, полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки. Разрушение таких образцов происходило по оси шва, а коэффициент прочности составил около 0,5...0,6 прочности основного металла. В местах разрушения металла выявлено наличие пористости и оксидных включений. Временное сопротивление разрыву соединений сплава АМг6, выполненных гибридной сваркой с подачей присадочной проволоки, составило (0,84...0,87) σ_B основного металла, а сплава АМг3 — (0,85...0,9) σ_B основного металла. Разрушение образцов происходило по основному металлу в зоне термического влияния. Повышенные значения сопротивлению разрыва металла шва соединений сплава АМг3 объясняется увеличением массовой доли магния в металле швов по сравнению с основным металлом за счет введения присадочной проволоки СвАМг6 и увеличения сечения шва. Для подтверждения этой гипотезы изучены микроструктуры соединений алюминиевых сплавов, выполнены замеры микротвердости, проведены исследования химической микронеоднородности и определено содержание водорода в металле полученных соединений.

Исследования микроструктуры соединений сплавов АМг3 и АМг6 (рис. 3), полученных без присадочной проволоки и с ее подачей, показали, что в основном металле и металле шва, кроме α -твердого раствора магния и марганца, в алю-

Таблица 3. Результаты испытаний на временное сопротивление σ_B разрыву основного металла и соединений сплавов АМг3 и АМг6, полученных гибридным способом сварки

Сплав	Основной металл	Сварное соединение
АМг3	$\frac{222...228}{215}$	$\frac{128...147}{132}$
АМг3*		$\frac{192...207}{196}$
АМг6	$\frac{353...357}{350}$	$\frac{292...309}{298}$
АМг6*		$\frac{290...308}{295}$

минии присутствуют также двойные и более сложные β -фазы Mg_2Al_3 или Mg_5Al_3 , которые размещаются в основном металле и по границам зерен в виде тонких нитевидных выделений, а в металле шва — в виде мелких эвтектических выделений, расположенных между ветвями дендритов [21]. Выделения фаз в металле швов мелкодисперсные, границы сплавления — без признаков перегрева. Наблюдается также наличие непрерывных цепочек выделений по границам зерен в зоне термического влияния непосредственно на границе сплавления. Сама зона сплавления в этих соединениях очень узкая, с мелкозернистой структурой и представляет собой непрерывный переход зерен основного металла в кристаллиты металла

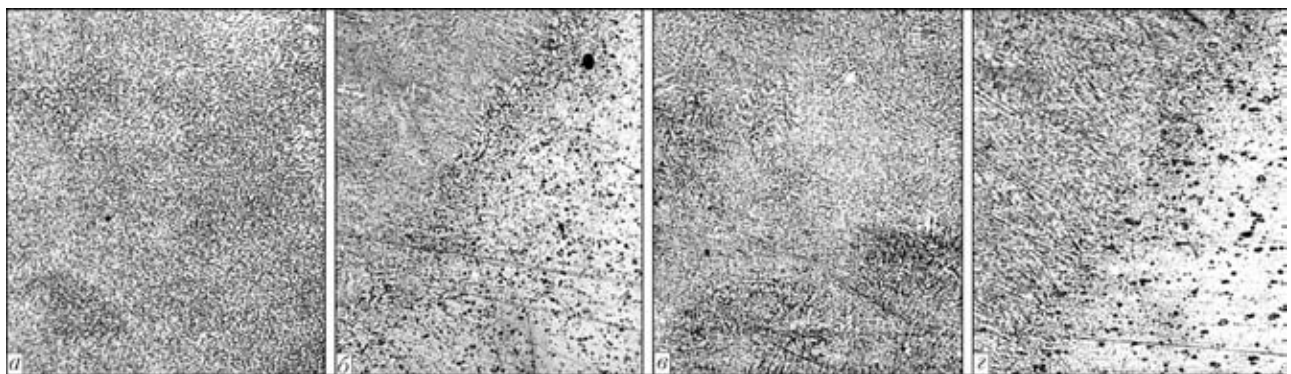


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 150$) соединений сплава АМг6, полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки (а, б) и с ее подачей (в, з): а, в — металл шва; б, з — зона сплавления

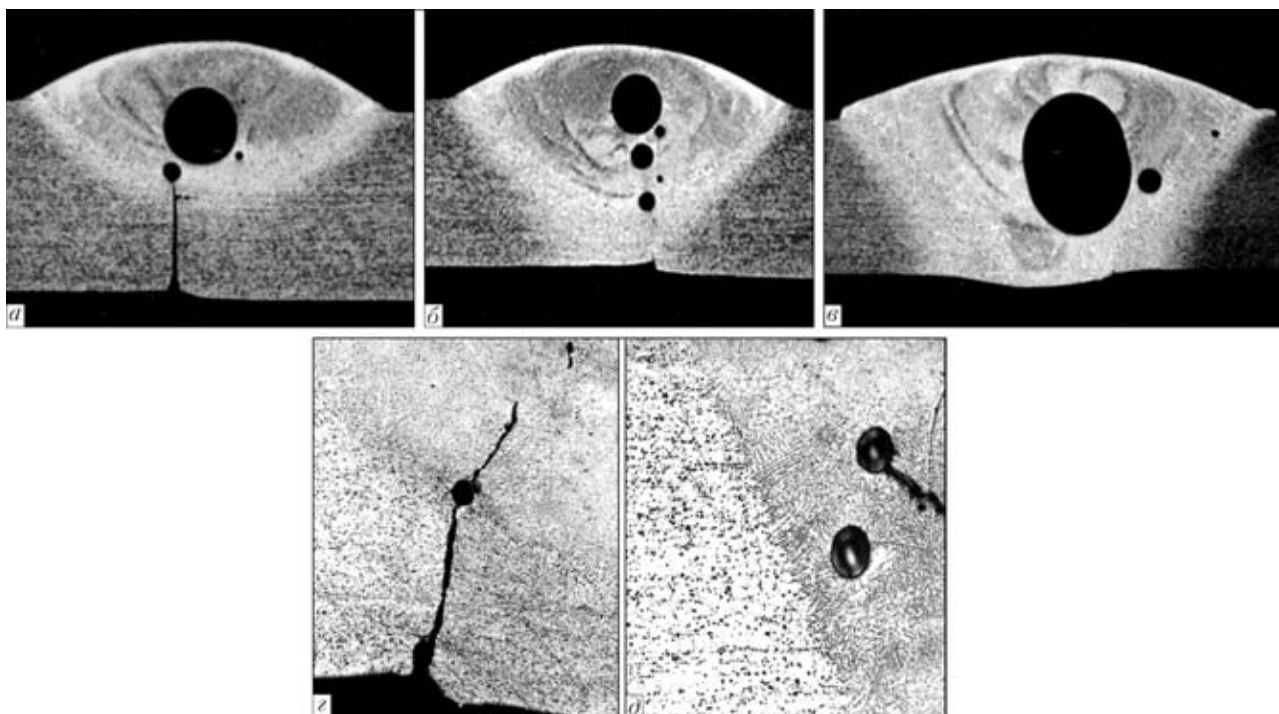


Рис. 4. Макро- ($\times 8$) и микроструктуры ($\times 150$) с дефектами в соединениях сплавов АМг3 (а–с) и АМг6 (д), полученных лазерной (а), плазменной (б) и гибридной лазерно-плазменной (в–д) способами сварки без подачи присадочной проволоки

шва. Дендриты направлены от границы сплавления в сторону металла шва. В центральной части шва наблюдается также наличие смеси равноосных и направленных дендритов.

Необходимо отметить, что текстура деформаций основного металла сохраняется идентичной до самой границы сплавления (рис. 3, б, с), а в зоне термического влияния отсутствует рекристаллизация зерен, чего нельзя сказать о корневой части шва, где имеется зона рекристаллизованных зерен. В соединениях сплавов АМг3 и АМг6 наблюдается макро- и микродефекты в виде пор (рис. 4, а–в), микропор, оксидных плен и трещин (рис. 4, г, д). Наличие макро- и микропор в металле шва и зоне сплавления, особенно в сплаве АМг3, можно объяснить воздействием высококонцентрированного источника нагрева на легкоиспаряющийся магний, и, вероятно, большим содержанием газа в исходном сплаве АМг3 по сравнению со сплавом АМг6. Кроме того, образование пористости объясняется наличием оксидных включений в расплавленном металле, которые и становятся центрами зарождения пор, что хорошо видно на рис. 4, д. Микропористость на границе зазора стыка со швом инициирует образование микротрещин (рис. 4, г). Это можно объяснить имевшим место в ходе эксперимента отклонением источника нагрева от оси стыка, что способствовало образованию несплошностей и несплавлений в корневой части шва.

В соединениях сплава АМг6, полученных с подачей присадочной проволоки и без нее, микротвердость равномерно распределена по всей ши-

рине сварного шва и близка к твердости основного металла (около $HV 0,05-75$), а в центре шва она достигает $HV 0,05-80$, что целиком коррелирует с качественной мелкодисперсной структурой, характерной для сварного соединения, полученного лазерной сваркой на больших скоростях.

В соединениях сплава АМг3, полученных без подачи присадочной проволоки, повышение микротвердости наблюдается возле центральной части шва ($HV 0,05-65$). Ближе к зоне сплавления и в основном металле она составляет $HV 0,05-55$. Для соединения сплава АМг3, полученного с присадочной проволокой, микротвердость имеет повышенное значение по всей ширине шва и достигает $HV 0,05-65...70$ в центральной его части. При этом для обоих вариантов структура металла шва в центральной части шва отличается такой же дисперсностью, как и у сплава АМг6, полученного при сварке на высокой скорости. Поэтому разрушение таких соединений при механических испытаниях происходило за пределами швов (в зоне термического влияния) в отличие от соединений, полученных без подачи присадочной проволоки.

Исследование химической неоднородности швов показало, что распределение легкоиспаряющегося легирующего элемента магния в основном металле и металле шва в соединениях из сплавов АМг6 и АМг3, полученных без присадочной проволоки, неоднородное (рис. 5). В обоих случаях наблюдается незначительное (на 1,0...1,5 мас. %) снижение магния в металле шва, о чем свидетельствуют сканиграммы на рис. 5, а, в. В соединениях, полу-

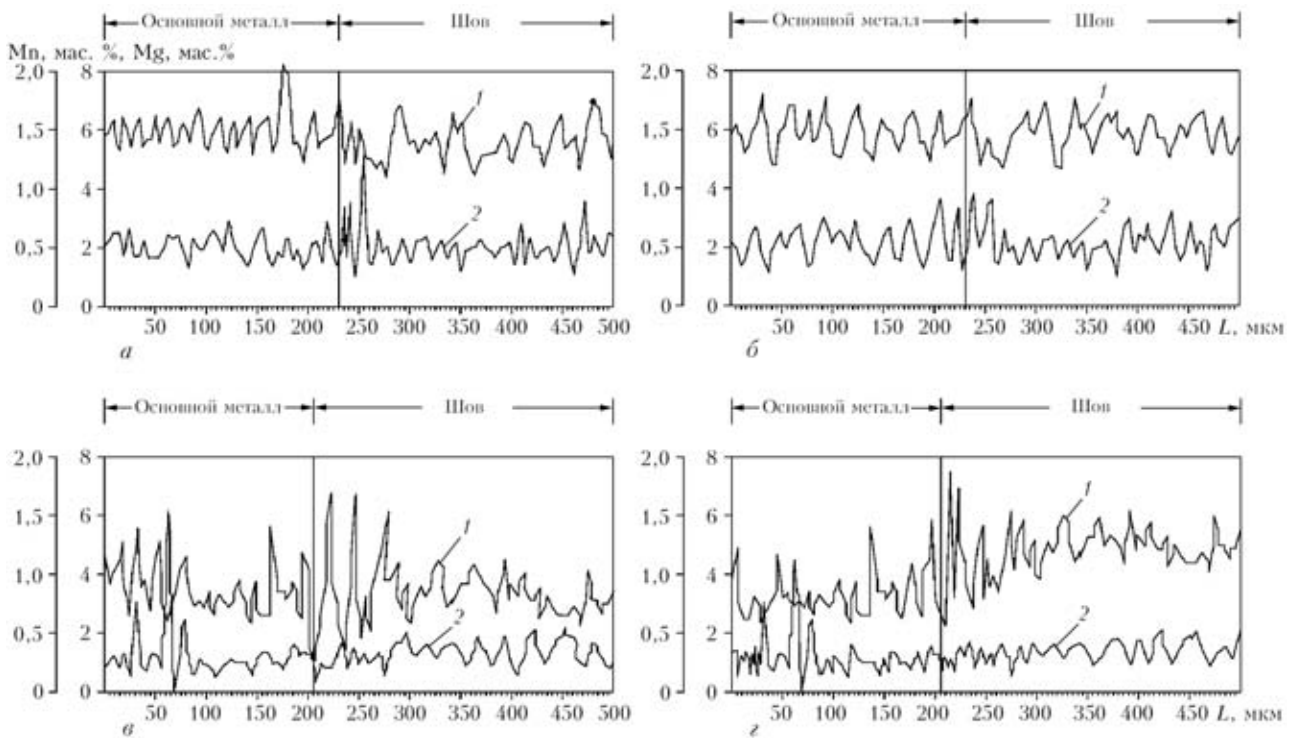


Рис. 5. Распределение магния (1) и марганца (2) в основном металле и металле шва соединений сплава АМг6 (а, б) и АМг3 (в, г), полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки (а, в) и с ее подачей (б, г); L — длина зондируемого участка

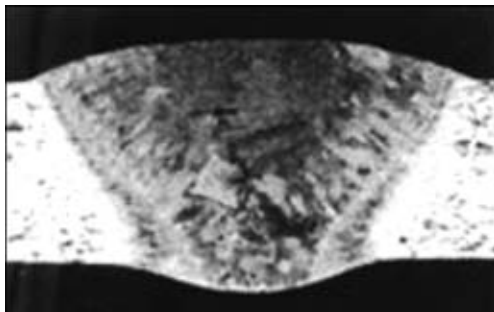


Рис. 6. Макрошлиф (X8) соединения сплава АМг3, полученного гибридным способом сварки с подачей присадочной проволоки

ченных с использованием присадочной проволоки (рис. 5, б, г), можно отметить заметное (почти до 4,5...5,0 мас. %) повышение содержания магния в металле швов сплава АМг3 и однородное его содержание в соединениях АМг6. Повышение содержания магния в соединении сплава АМг3 объясняется введением присадочной проволоки

СвАМг6, а также подтверждается результатами механических испытаний на временное сопротивление разрыву и исследованиями микротвердости этих соединений. Кроме того, как показали радиационный контроль и исследование макрошлифов, в швах, выполненных на сплаве АМг3 гибридным лазерно-плазменным способом с подачей присадочной проволоки, макро- и микропоры отсутствуют (рис. 6). Возможно, это связано со снижением содержания водорода в этих швах за счет введения присадочной проволоки с минимальным газосодержанием. Для проверки этой гипотезы определяли содержание водорода в металле швов (рис. 7, а, б).

Распределение водорода на различных участках стыковых соединений сплава АМг3, полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки, показало, что концентрация водорода по оси шва наиболее высокая (выше, чем в основном металле) за счет диффузии его

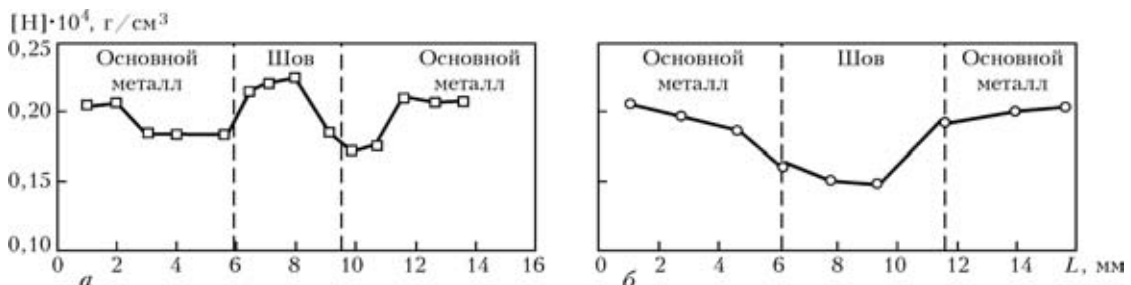


Рис. 7. Распределение водорода в соединениях сплава АМг3, полученных гибридным способом сварки без подачи присадочной проволоки (а) и с ее подачей (б)



из зоны сплавления в металл шва со стороны основного металла (рис. 7, а). Значительная массовая доля водорода в основном металле способствует образованию повышенной пористости в швах, а резкие перепады его провоцируют образование трещин (см. рис. 4, з, д). В соединениях сплава АМгЗ, полученных сваркой с подачей присадочной проволоки, наблюдается заметное снижение содержания водорода в металле шва (рис. 7, б), и, как следствие, отсутствие в нем пор и трещин, что подтверждают результаты механических испытаний (см. табл. 3) и рентгеновская съемка (см. рис. 2, в).

Выводы

1. Гибридная лазерно-плазменная сварка позволяет в 2...4 раза повысить глубину проплавления алюминиевых сплавов толщиной 1,5...3,0 мм по сравнению с лазерной или плазменной сваркой, и в этих же пределах увеличить скорость сварки по сравнению со сваркой плазменной дугой.

2. В швах соединений сплава АМгЗ, полученных гибридным, лазерным и плазменным способами сварки без подачи присадочной проволоки, выявлено наличие крупных пор. Применение проволоки СвАМг6 при гибридной лазерно-плазменной сварке сплава АМгЗ позволило исключить пористость в швах и повысить временное сопротивление разрыву до 85...90 % по сравнению с основным металлом.

3. Результаты исследований химической микронеоднородности алюминиевых соединений и определения содержания и распределения водорода в них показали, что на пористость швов, полученных лазерно-плазменной сваркой, влияют два основных фактора — содержание магния в металле швов и наличие водорода в основном металле и присадочной проволоке.

1. Арбузов Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы. — М.: Машиностроение, 1990. — 240 с.
2. Рязанцев В. И., Федосеев В. А. Изготовление сварных криогенных топливных баков из алюминиевых сплавов // Авиац. пром-сть. — 1995. — № 7/8. — С. 9–12.
3. Колганов И. М., Башилов А. С., Богданов Б. В. Изготовление панелей с гнутыми профилями из перспективных алюминиевых сплавов // Там же. — 1994. — № 9/10. — С. 3–5.
4. Братухин А. Г., Редчиц В. В., Лукин В. И. Проблемы создания сварных конструкций для авиакосмической техники // Свароч. пр-во. — 1996. — № 3. — С. 22–25.

5. Рязанцев В. И., Федосеев В. А., Манцев В. Н. Создание сварного кузова автомобиля из алюминиевых сплавов // Там же. — 1999. — № 11. — С. 36–42.
6. Сварка в самолетостроении / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.
7. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
8. Рабкин Д. М., Игнатъев В. Г., Довбищенко И. В. Дуговая сварка алюминия и его сплавов. — М.: Машиностроение, 1982. — 95 с.
9. Макаров И. И., Волинский В. Н., Прохоров Н. Н. Влияние пор и окисных включений на прочность сварных соединений сплава АМг6 // Автомат. сварка. — 1976. — № 4. — С. 27–30.
10. Влияние окисных включений на прочность сварных соединений сосудов давления из сплава АМг6 / В. Ф. Лукьянов, В. Н. Фомин, В. П. Мойсеенко и др. // Свароч. пр-во. — 1970. — № 6. — С. 24.
11. О некоторых факторах, влияющих на образование окисных включений в сварных швах из сплава АМг6 / Г. Л. Зубриенко, Ф. З. Тэненбаум, В. М. Петрованов и др. // Там же. — 1977. — № 5. — С. 24–27.
12. Влияние способов подготовки свариваемой поверхности на образование пор в швах на сплаве алюминий–магний–литий / В. И. Рязанцев, В. А. Федосеев, В. В. Гришин, Н. В. Ширяева // Автомат. сварка. — 1982. — № 6. — С. 53–54.
13. Структура и свойства соединений, полученных при сварке сплава АМг6 с использованием присадочных проволок со скандием / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // Там же. — 1999. — № 4. — С. 19–25.
14. Aluminium alloy sheet welding by the laser AC pulsed MIG hybrid process / T. Ueyama, H. Tong, I. Yazawa, M. Hirami // J. Light Metal Welding and Construction. — 2003. — 41, № 12. — P. 567–574.
15. Штауфер Г. Лазерная гибридная сварка // Сварка и соединения 2000. Новые материалы и новые перспективы: Тр. междунар. конф., Израиль, 18–20 июля, 2000 г. — М.: Московское региональное отделение РНТСО, 2000. — С. 53–61.
16. Tusek J. Synergic operation of welding arc and laser beam — for practical application or for scientific research only? // Varilna Tehnika. — 1996. — 45, № 2. — P. 39–46.
17. Diebold T. P., Albright C. E. «Laser-GTA» welding of aluminium alloy 5052 // Welding J. — 1984. — 63, № 6. — P. 18–24.
18. Diltthey U., Lueder F., Wieschenamm. Expanded capabilities in welding of aluminium alloys with laser-WIG hybrid process // Aluminium. — 1999. — 75, № 1/2. — P. 64–75.
19. Гибридная сварка (лазерная + импульсная МИГ на переменном токе) тонколистовых алюминиевых сплавов / Т. Уэяма, Х. Тонг, И. Ядзава и др. // Сварка легких металлов. — 2003. — 41, № 12. — С. 9–16.
20. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 3. — С. 5–9.
21. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминиевых сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 160 с.

The process of production of joints in aluminium alloys by the hybrid laser-plasma welding method was investigated. Peculiarities of properties and structure of these joints were studied. The welding experiments were conducted both with and without filler wire, which allowed elimination of porosity of the welded joints and considerable improvement of their properties.

Поступила в редакцию 06.03.2007