



УДК 621.791.4

СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ КОМПОЗИТА АМg5+23% SiC

Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, канд. техн. наук, А. Н. МУРАВЕЙНИК, инж., Г. Н. ГОРДАНЬ, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана технология сварки в вакууме дисперсно-упрочненного композиционного материала АМg5+23%SiC. Установлено, что при сварке в формирующей матрице с циклическим приложением давления промежуточная прослойка из алюминия технической чистоты насыщается магнием и марганцем, происходит упрочнение прослойки и повышение прочности на срез сварных соединений.

Ключевые слова: сварка давлением, сварные соединения, композит, алюминиево-магнийный сплав, упрочняющая фаза, прочность соединений, формирующие устройства, сублимация

В работах [1–4] установлено, что при сварке давлением в твердой фазе композиционных материалов (КМ), имеющих матрицу на алюминиевой основе, образование качественного сварного соединения зависит от содержания магния в композите и в промежуточной прослойке. В работе [1] сделано предположение, что магний при диффузионной сварке диффундирует из композита (Al–Mg–Cu) к стыкуемым поверхностям и взаимодействует с оксидом алюминия, что приводит к разрушению пленки оксида алюминия (рис. 1). Согласно работе [1] магний, находящийся в композите, реагирует с оксидом алюминия по следующей реакции:



Подобный механизм взаимодействия магния с алюминием при диффузионной сварке задолго до работы [1] был предложен в работе [5]. Он заключается в том, что в процессе нагрева (без приложения давления) магний сублимирует и оседает на поверхности алюминия. Процесс сублимации определяется глубиной вакуума, временем нагрева и температурой. Затем происходит взаимодействие оксида алюминия с магнием и образуется шпинель MgAl_2O_4 , через которую атомы алюминия диффундируют быстрее, чем атомы магния (диаметр атома алюминия меньше диаметра атома магния).

Прочность соединений композитов группы Al–C с прослойками из сплавов Al–Mg оценивали испытаниями на срез [2, 4]. Установлено, что с увеличением содержания магния в прослойке от 0,95 до 6 % прочность на срез сварного соединения возрастает. Авторы работы [2, 4] объясняют уве-

личение прочности тем, что магний, вероятно, связывает частицы графита в стойкие соединения в виде карбидов, которые не блокируют процесс массопереноса в зоне контакта.

Авторами статьи представляется другой механизм влияния содержания магния в металле прослойки на показатели прочности на срез. Известно, что участок соединения в виде промежуточной прослойки, металл которой имеет предел текучести меньше, чем металл соседних участков, принято называть мягкими прослойками. Роль последних в сварных соединениях композитов выполняют прослойки из технического алюминия и его сплавов с магнием. В работах О. А. Бакши [6] показано, что при сдвиге в отличие от растяжения пластические деформации в мягких прослойках не сдерживаются более прочными частями соединения, поэтому контактное упрочнение в них не наблюдается. Таким образом, увеличение показателей прочности соединений композитов с прослойками из сплавов алюминия с магнием при испытаниях на сдвиг обусловлено снижением пре-

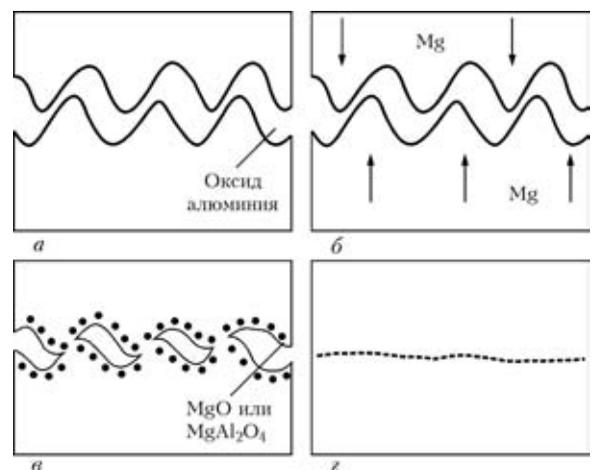


Рис. 1. Схемы стадий образования сварного соединения [1]: а — физический контакт; б — диффузия магния к соединяемым поверхностям; в — взаимодействие магния с оксидом алюминия; г — металлическая связь



дела текучести материала прослоек, в которых повышается содержание магния.

Анализ известных публикаций по изучению свариваемости в твердой фазе дисперсно-упрочненных КМ на алюминиевой основе, содержащих частицы кремния [1] или углерода [2–4], позволяет сделать вывод о влиянии магния на свариваемость, т. е. для повышения качества сварных соединений следует ускорить процессы его массопереноса.

В работе [7] показано, что циклическое воздействие давления при сварке в твердом состоянии вызывает непрерывное восстановление высокой скорости пластической деформации соединяемых металлов, инициирует развитие физического контакта, повышает количество активных центров и уменьшает энергию активации образования химических (металлических) связей, что в совокупности обуславливает увеличение скорости химического взаимодействия (возрастание прочности).

В работе [8] установлено, что циклическое воздействие давления приводит к увеличению подвижности атомов в металле на несколько порядков. Причем температура нагружения в этих условиях не является доминирующим фактором. Показано, что в условиях циклического воздействия массоперенос происходит по межузельному механизму миграции атомов, а подвижность атомов уменьшается с увеличением их размеров.

Следует отметить, что в литературе нет сведений об изменении химического состава прослойки в процессе деформации, а также возможности уравнивания в процессе сварки давлением химического состава исходной прослойки из чистого алюминия с химическим составом матрицы композита. Это и послужило целью представленных ниже исследований.

Исследования проводили на КМ на основе сплава алюминия АМг5 с 23%-й упрочняющей фазой SiC, который был изготовлен литейным способом — замешиванием керамических частиц SiC в расплав материала матрицы с последующим прессованием. В исходном состоянии структура композита представлена α -твердым раствором алюминия, светлыми включениями интерметаллидов Al_3Mg_2 ; $Al_6(FeMn)$; Mg_2Si , и др., присущих матричному алюминиевому сплаву, и частицам карбида кремния. Упрочняющие частицы SiC размером 6...20 мкм достаточно равномерно распределены в объеме матрицы, они имеют угловатую форму и межчастичное расстояние 3...25 мкм.

Твердость КМ в исходном состоянии составляет *HRB* 94...95, химический состав матричного сплава композита приведен в таблице.

Сравнительный анализ свариваемости композита проводили методом диффузионной сварки в вакууме (ДСВ) при циклическом приложении давления в условиях свободной деформации или с принудительным деформированием зоны контакта при использовании формирующих устройств. Образцы КМ размером 15×15×6 мм сваривали без прослойки и с применением промежуточной прослойки из алюминия технической чистоты АД1 (таблица) толщиной 0,15 мм (данная толщина прослойки определена как оптимальная в ранее проведенных авторами исследованиях по свариваемости КМ [3]).

ДСВ проводили при температуре $T = 560$ °С, времени сварки $t = 15...20$ мин, давлении осадки $P = 0,9...1,2$ МПа, вакууме в рабочей камере $V = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па. Применяли пять циклов нагружения при средней продолжительности одного цикла 3 мин. Степень пластической деформации образцов задавали на уровне $\epsilon = 40$ %. Общее время процесса сварки (нагрев до температуры сварки до 60 мин, выдержка под давлением 15...20 мин, охлаждение изделия) составляло порядка 2,5...3 ч.

Подготовка образцов под сварку заключалась в снятии напильником нагартованного поверхностного слоя толщиной порядка 0,2...0,3 мм и зачистки шабером. Из основного материала и сварных соединений изготавливали образцы для механических испытаний и шлифы для изучения микроструктуры, исследования которой проводили на металлографических шлифах в нетравленном состоянии, после химического травления и электролитического полирования в уксусно-хлорном электролите. Химическое травление образцов проводили в растворе реактива «Келлера» или в 5%-м растворе плавиковой кислоты. Исследования микроструктуры выполняли на микроскопах МИМ-8, «Neophot-32», сканирующем электронном микроскопе GSM-840. Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н. Элементный состав определяли на рентгеновском микроанализаторе САМЕВАХ. Образцы исходного КМ и сварные соединения испытывали на срез.

Оценку содержания магния на свариваемых поверхностях КМ и в промежуточной прослойке после их нагрева перед сваркой (560 °С в течение 30 мин с минимальным давлением, достаточным только для схватывания по отдельным микровы-

Химический состав алюминиевого сплава (матрица композита) и промежуточной прослойки, %

Сплав	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Zn	Al
АМг5	0,10	4,8...5,8	0,3...0,8	0,5	0,5	0,02...0,1	0,2	Остальное
АД1	0,05	0,05	0,025	0,3	0,3	0,15	0,1	99,3

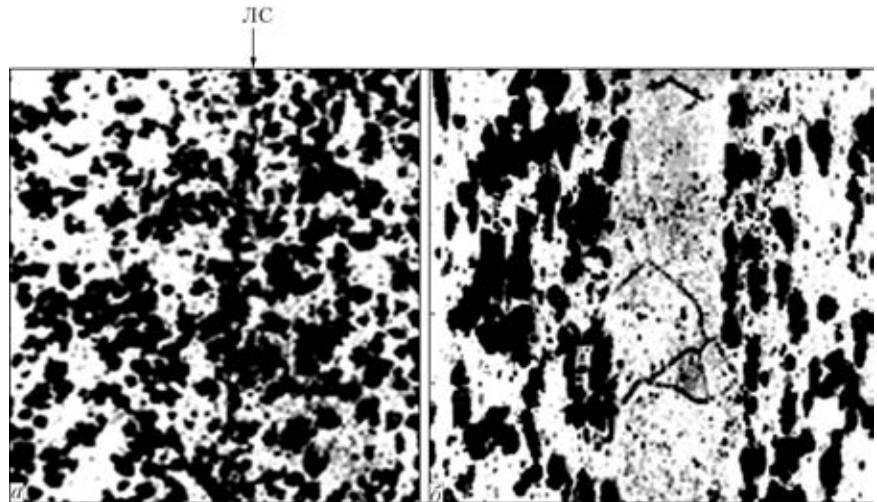


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений ($\times 400$), полученных ДСВ без промежуточной прослойки (а) и с прослойкой (б)

тупам) проводили методом растровой микроскопии. После нагрева полученные соединения разрушали по линии контакта. На поверхности алюминиевой прослойки выявлена повышенная концентрация магния (до 1,6 %).

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что на стадии предварительного нагрева перед приложением сварочного давления в стыке происходит диффузия магния к свариваемым поверхностям, разрушение оксидной пленки на композите, сублимация магния и его осаждение на алюминиевой прослойке, т. е. создаются условия для восстановления магнием пленки оксидов на композите и промежуточной прослойке из алюминия технической чистоты АД1.

Металлографические исследования сварных соединений показали, что при непосредственной сварке КМ с КМ армирующие частицы, интерметаллиды матрицы, оксиды концентрируются по линии соединения (ЛС). Особенно четко она выявляется в местах скопления армирующих частиц (рис. 2, а), где наблюдаются поры и несплошности. Прочность соединений на срез составляет $\sigma_{ср} = 9$ МПа, что объясняется большой жесткостью композита и малой пластичностью приконтактных слоев материала, поэтому в дальнейшем применяли промежуточную прослойку из алюминия.

В сварных соединениях КМ, полученных ДСВ в условиях свободной деформации, в стыке между прослойкой и матричным алюминием скопления армирующих частиц не наблюдается (рис. 2, б). Толщина алюминиевой прослойки в процессе сварки уменьшается со 150 до 100...120 мкм. Микротвердость алюминиевой прослойки составляет 650 МПа. Оптической микроскопией установлено, что характер распределения армирующих частиц в зоне сварки не изменяется. Прочность соединений на срез составляет 20...30 МПа. Разрушение сварных соединений происходит по шву.

Свариваемость КМ с прослойкой АД1 изучали при циклическом приложении давления и с ис-

пользованием формирующего устройства для локализации пластической деформации непосредственно на прослойке и обеспечения в стыке направленного течения приконтактных слоев металла. Дефекты в зоне контакта в сварном соединении не выявлены. Степень деформации прослойки составляет 46...60 %. Толщина слоя алюминия изменяется от 80 мкм в центральной части образца до 60 мкм по его краям, т. е. по краям сварного соединения прослойка тоньше, чем в его центральной части. Обнаруженные особенности связаны с тем, что на периферии стыка более интенсивно действуют сдвиговые деформации. Микротвердость алюминиевой прослойки в зоне соединения составляет 750 МПа, прочность соединений $\sigma_{ср} = 124...132$ МПа, разрушение происходит по основному металлу. Одной из главных отличительных особенностей сварных соединений, полученных в формирующей матрице, является наличие грата, в который при сварке вовлекается не только мягкая прослойка, но и прилегающие к ней слои КМ, что способствует более интенсивному разрушению оксидной пленки на свариваемых поверхностях.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что при сварке в формирующих устройствах происходит насыщение промежуточной прослойки из АД1 марганцем примерно до 0,1 и магнием до 3 %. Сравнив исходный химический состав (см. таблицу) прослойки из алюминия технической чистоты АД1 и ее состав после сварки в формирующих устройствах (рис. 3), можно заключить, что после сварки содержание магния в прослойке возросло до 60, а марганца — до 4 раз. Таким образом, в стыке исходная промежуточная прослойка из АД1 в процессе сварки трансформируется в сплав алюминия Al-Mg, который имеет более высокие показатели прочности и более низкие показатели пластичности, чем АД1. Такое изменение механических свойств промежуточной прослойки обуславливает увеличение показателей прочности при испытаниях сварных соединений на срез. Если при сварке в свободном

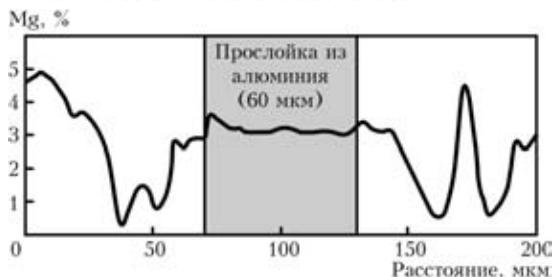


Рис. 3. Характер распределения магния в переходной зоне сварных соединений КМ при ДСВ в формирующих устройствах

состоянии прочность соединения на срез составляла 20...30, то при сварке с использованием формирующих устройств прочность соединения соответствует прочности композита — 120...130 МПа, т. е. возрастает до шести раз.

В заключение следует отметить, что разработанная технология ДСВ композита АМg5 + 23 % SiC позволяет повысить прочность на срез сварных соединений до уровня прочности композита благодаря использованию формирующих устройств и циклического приложения давления сварки, а также упрочнению промежуточной прослойки из алюминия технической чистоты АД1 в результате

The technology was developed for vacuum welding of precipitation-hardened composite material АМg5 + 23 % SiC. It was established that the interlayer of commercial-purity aluminium is saturated with magnesium and manganese, the interlayer is hardened, and shear strength of the welded joints grows during welding in the forming matrix with a cyclic application of pressure.

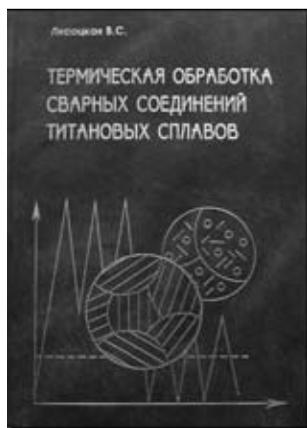
диффузии магния и марганца из матрицы композита.

1. *Bushby R. S., Scott V. D.* Joining of particulate silicon carbide reinforced 2124 aluminium alloy by diffusion bonding // *Mat. Sci. and Tech.* — 1995. — **11**, № 8. — P. 753–758.
2. *Сварка дисперсноупрочненного материала Аl+4%С / В. Р. Рябов, Г. К. Харченко, В. П. Гуриенко и др.* // *Автомат. сварка.* — 1996. — № 1. — С. 59–61.
3. *Особенности формирования структуры сварных соединений дисперсно-упрочненного композита Аl+4%С при диффузионной сварке / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко* // Там же. — 2003. — № 12. — С. 7–10.
4. *Болотов Г. П., Ганеев Т. Р.* Диффузийне зварювання дисперсноупрочненных композиційних матеріалів групи Аl-С // *Вісн. Черніг. держ. техн. ун-ту. Сер. Технічні науки.* — 2004. — № 21. — С. 107–110.
5. *Диффузионная сварка магния с алюминием в вакууме / И. Г. Корсунская, А. Н. Люличев, Г. И. Максименко* // *Свар. пр-во.* — 1970. — №7. — С. 19–21.
6. *Бакиш О. А.* Механическая неоднородность сварных соединений. Ч. 1. — Челябинск: Челяб. политехн. ин-т, 1981. — 56 с.
7. *Абрамов В. В., Каракозов Э. С., Петров В. А.* Кинетика образования соединения при сварке в твердом состоянии статическим и циклическим нагружением с подогревом // *Физика и химия обработки материалов.* — 1970. — №4. — С. 107–113.
8. *Массоперенос и фазообразование в металлах при импульсных воздействиях / В. М. Миронов, В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, А. В. Филатов.* — Изд-во Самар. ун-та, 2001. — 231 с.

Поступила в редакцию 30.06.2006

ПОЛЕЗНАЯ КНИГА

Лясоцкая В. С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов.
— М.: Экомет, 2003. — 352 с.



Рассмотрены фазовые превращения, протекающие при сварочном цикле и термической обработке в титановых сплавах, структура и свойства сварных титановых соединений, выполненных сваркой плавлением, влияние примесей на их свойства. Описаны традиционные виды термической обработки, включающие отжиг, закалку и старение, применяемые для сварных соединений титановых сплавов разных структурных классов. Большое внимание уделено новым видам термической обработки, в частности, термодиффузионной, термоводородной, локальной обработке с применением концентрированных источников нагрева (электронным и световым лучом, ТВЧ). Даны практические рекомендации по технологии термической обработки разных сварных конструкций из титановых сплавов.

Предназначена для сварщиков, металлургов, инженерно-технических работников, занимающихся исследованием титановых сплавов и их сварных соединений.

**Справки по телефонам: (095) 699-97-85, 699-96-23, (095) 251-64-95
Факс: (095) 755-90-40, (095) 251-64-95 E-mail: internet@aha.ru**