



## СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ МИКРОДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА $AMg5 + 27\% Al_2O_3$ С ПРИМЕНЕНИЕМ БЫСТРОЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ ПРОСЛОЙКИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА $Al + 33\% Cu$

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

Исследована свариваемость в твердой фазе микродисперсного композиционного материала  $AMg5 + 27\% Al_2O_3$  с применением быстрокристаллизованной прослойки из сплава эвтектического состава  $Al + 33\% Cu$ . Установлено, что использование быстрокристаллизованной ленты в качестве промежуточной прослойки активизирует свариваемые поверхности и позволяет снизить температуру и время диффузионной сварки  $AMg5 + 27\% Al_2O_3$ . Использование технологических приемов, ускоряющих диффузионные процессы в стыке (принудительное деформирование, термоциклирование), позволило уменьшить толщину прослойки практически до полного ее растворения и повысить прочность на срез сварных соединений до уровня прочности основного материала.

*Ключевые слова:* сварка давлением в вакууме, микродисперсный композиционный материал, промежуточная прослойка, быстрокристаллизованная лента, пластическая деформация, температура сварки, прочность соединений

В современном машиностроении при разработке и практической эксплуатации различных видов техники актуальной задачей является уменьшение потерь на трение и изнашивание в подвижных сочленениях узлов и механизмов. В этой связи большой интерес представляют композиционные материалы (КМ) на основе алюминиевых сплавов, упрочненных дисперсными керамическими частицами оксида алюминия  $Al_2O_3$  или карбида кремния  $SiC$ . Эти КМ отличаются высоким удельным модулем упругости, повышенной жаропрочностью и жесткостью при комнатной и повышенных температурах, низкими значениями коэффициентов термического линейного расширения и трения, высокой износостойкостью. Однако успешная реализация потенциальных возможностей этих материалов и их широкое распространение сдерживается трудностями, связанными с их свариваемостью.

При сварке плавлением КМ возникает ряд проблем — значительная вязкость сварочной ванны, распад либо агломерация армирующих частиц, сложность качественного формирования швов вследствие плохого смачивания алюминием поверхности упрочняющих частиц, пористость швов. Кроме того, при сварке с использованием присадочной проволоки перемешивание основного материала и присадки затрудняется и, как следствие, имеет место пониженная по сравнению с композитом прочность металла сварных швов [1, 2].

При сварке алюмокомпозитов в твердой фазе, например при диффузионной сварке, все процессы происходят при более низких температурах (по сравнению со сваркой плавлением) и эффект повышенной вязкости, пористость швов, сегрегация упрочнителя в сварочной ванне отсутствуют. Поэтому при сварке алюмокомпозитов, упрочненных дисперсными частицами  $Al_2O_3$  ( $SiC$ ), предпочтение отдается твердофазным способам соединения [3].

Основные трудности при сварке давлением дисперсно-упрочненных алюмокомпозитов связаны с присутствием плотной оксидной пленки на поверхности и большой жесткостью материала, затрудняющей деформацию его приповерхностных слоев.

Удалить оксидную пленку и соединить алюминиевые сплавы по «чистым» поверхностям практически невозможно. Поэтому тонкую оксидную пленку, оставшуюся на поверхности после травления и зачистки, стремятся разрушить и диспергировать.

Цель настоящего исследования — разработка технологического процесса сварки давлением в вакууме микродисперсного алюмокомпозита, позволяющего получить сварные соединения с прочностью на уровне основного материала.

Исследовали свариваемость КМ на основе алюминиевого сплава  $AMg5$ , армированного дисперсными частицами  $Al_2O_3$  ( $AMg5 + 27\% Al_2O_3$ ). Толщина слоя композита составляла 6 мм, твердость  $HRB\ 96...99$  при нагрузке  $F = 600\ Н$ . Этот материал классифицируют как трудносвариваемый и труднообрабатываемый.

Композит изготовлен литейным способом — замешиванием дисперсно-упрочняющих частиц

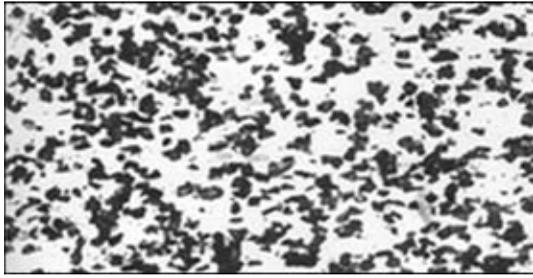


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 400$ ) КМ АМг5 + 27 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в исходном состоянии

$\text{Al}_2\text{O}_3$  в расплав материала матрицы с последующим прессованием. В исходном состоянии структура композита состоит из  $\alpha$ -твердого раствора алюминия, интерметаллидных включений, присущих матричному алюминиевому сплаву АМг5, и армирующих частиц оксида алюминия темно-серого, почти черного цвета, имеющих  $\text{Al}_2\text{O}_3$  угловатую форму и размер 3...15 мкм. Они достаточно равномерно распределены в объеме матрицы с расстоянием 3...20 мкм (рис. 1). Основным дефектом КМ является скопление частиц, куда при кристаллизации не проникает расплав алюминия и где образуются поры, несплошности, которые оказывают отрицательное влияние на свойства материала. Подобные дефекты основного металла в меньшей степени влияют на качество швов при сварке в твердой фазе по сравнению со сваркой плавлением.

Сварку образцов КМ выполняли без промежуточной прослойки и с прослойкой. Применяли прослойку из алюминиевого сплава АД1 и прослойку в виде быстрозакристаллизованной ленты эвтектического состава  $\text{Al} + 33\% \text{Cu}$ .

Для отработки технологии и выбора оптимальных параметров процесса сварки образцы изготавливали размером  $15 \times 15 \times 4$  мм. Подготовка образцов под сварку состояла в снятии нагартованного слоя толщиной около 0,2...0,3 мм и зачистке поверхности шабером. Для оценки прочности сварных соединений проводили испытания образцов на срез. Раскрой полученных после сварки образцов проводили на электроэрозионном станке ЭХ-1331П. Микроструктурные исследования выполняли методом оптической микроскопии на микроскопах МИМ-8, «Neophot-32», определение элементного состава — на рентгеновском микроанализаторе «САМЕВАХ», измерение твердости образцов — на приборе «Роквелл» при  $F = 600$  Н (шарик), микротвердости — на приборе ПМТ-3 при  $F = 0,2$  Н.

При сварке давлением высокопрочных, трудносвариваемых металлических и особенно металлокерамических материалов получение соединений с высокой прочностью и трещиностойкостью является трудной задачей. При сварке таких материалов развитие совместной пластической деформации свариваемых поверхностей затруднено

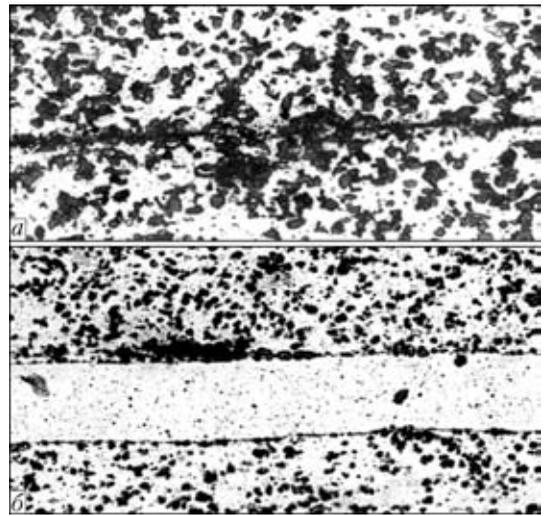


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения КМ АМг5 + 27 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , полученного сваркой давлением в вакууме без прослойки (а,  $\times 400$ ) и с алюминиевой прослойкой толщиной 0,15 мм в условиях свободного деформирования (б,  $\times 250$ )

вследствие значительной неравномерности процесса активации и физико-химического взаимодействия на площади контакта [4]. Как следует из работ [5, 6] и результатов наших исследований, при сварке КМ с КМ сварные соединения дисперсно-упрочненного КМ имеют низкую прочность в связи со значительной его жесткостью. Прочность на срез таких соединений составляет  $\sigma_{\text{ср}} = 8...9$  МПа. Металлографические исследования показали, что армирующие частицы, интерметаллиды матрицы и оксиды концентрируются на линии соединения. Четко выявляется граница раздела, особенно в местах скопления армирующих частиц, где имеют место поры и несплошности (рис. 2, а).

Известно, что для активации пластической деформации широко применяют промежуточные прослойки в виде материалов сплошного сечения [7, 8] из пластичных сплавов — алюминия, меди, никеля, серебра. Использование при сварке дисперсно-упрочненного КМ пластичной промежуточной прослойки устраняет такой тип контакта, как частица-частица, ослабляющий соединение, и заменяет его на более прочный — металл-частица. Кроме того, размещенная в стыке мягкая сплошная прослойка за счет пластического течения в процессе сварки обеспечивает разрушение оксидной пленки на контактирующих поверхностях композита, а также улучшает процесс пластической деформации приконтактных объемов свариваемого металла.

Для отработки технологии и выбора оптимальных параметров процесса сварки образцы дисперсно-упрочненного КМ АМг5 + 27 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  сваривали с применением прослойки из чистого алюминия (алюминиевый сплав АД1) толщиной 0,15 мм в условиях свободного деформирования. При этом использовали оптимальный режим свар-



ки: температура  $T = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$ , время  $t = 20\text{ мин}$ , давление осадки  $P = 40\text{ МПа}$ , вакуум в рабочей камере  $B = 1,3 \cdot 10^{-3}\text{ МПа}$ . Общую пластическую деформацию образцов в условиях свободного деформирования задавали (на уровне  $\varepsilon = 25\%$ ) путем применения стальных вкладышей, ограничивающих деформацию.

Результаты металлографических исследований показали, что в условиях свободного деформирования при сварке давлением в вакууме с использованием прослойки из чистого алюминия толщиной  $0,15\text{ мм}$  в сварном соединении наблюдается удовлетворительное схватывание металла прослойки с матричным алюминием композита. Скопления армирующих частиц на границе не происходило, но на отдельных участках встречались микропоры и протяженные оксиды (см. рис. 2, б). Толщина алюминиевой прослойки в сварном соединении уменьшилась от  $150\text{ до }100 \dots 120\text{ мкм}$ . Прочность на срез соединений составляла  $\sigma_{\text{ср}} = 40\text{ МПа}$ .

Как показали исследования [4], при схеме сварки в свободном состоянии деформация сплошных прослоек происходит лишь в краевой области малой протяженности, что согласуется с результатами наших исследований. Для получения более прочного соединения авторы работ [4, 9] рекомендуют использовать технологические приемы и режимы сварки давлением, при которых материал зоны соединения подвергается пластической деформации по схеме давление + сдвиг. Данный процесс назвали сваркой с принудительным деформированием [9], который применяют при холодной сварке, сварке трением, контактной стыковой и др.

В наших исследованиях для активации пластической деформации в зоне соединения использовали схему сварки с принудительным деформированием. Для этой цели использовали формирующее устройство, обеспечивающее направленную сдвиговую пластическую деформацию металла в стыке и заданную деформацию свариваемых образцов в целом. Формирующее устройство состоит из двух матриц и направляющей втулки. Степень пластической деформации соединений на уровне  $\varepsilon = 15 \dots 25\%$  задавали глубиной каналов.

Металлографический анализ сварных соединений, полученных в формирующих матрицах с использованием алюминиевой промежуточной прослойки, показал, что дефекты, которые имеют место при сварке в свободном состоянии (оксидные включения, поры), отсутствуют (рис. 3).

Алюминиевая прослойка имела неравномерную по длине образца толщину. При сварке со сплошной прослойкой толщина алюминия составляет  $80 \dots 100\text{ мкм}$  в центральной части стыка и  $30 \dots 60\text{ мкм}$  по его краям, т. е. по краям сварного соединения она меньше, чем в его центральной части. Это связано с тем, что на периферии стыка деформационные процессы проходят более длительное, чем в центральной части, более продолжительное время и интенсивнее действуют сдвиговые (касательные) деформации [10]. Микротвердость алюминиевой прослойки в сварных соединениях составляет  $650 \dots 750\text{ МПа}$ . Одним из отличий сварных соединений, полученных в формирующих матрицах, от полученных в свободном состоянии, является наличие грата толщиной не более  $1\text{ мм}$ , в который при сварке удаляется не только мягкая прослойка алюминия, но и прилегающие к ней слои КМ.

В сварных соединениях композита характер распределения армирующих частиц в зоне сварки, их морфология и дисперсность не изменяются как в условиях свободного деформирования, так и при использовании формирующих матриц. Прочность на срез соединений, полученных при сварке в формирующих матрицах с использованием промежуточной алюминиевой прослойки толщиной  $150\text{ мкм}$ , составляет  $\sigma_{\text{ср}} = 91\text{ МПа}$ , это около  $50\%$  прочности на срез композита в исходном состоянии.

Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) сварного соединения КМ, полученного сваркой давлением в вакууме с применением алюминиевой прослойки толщиной  $0,15\text{ мм}$  в условиях принудительного деформирования

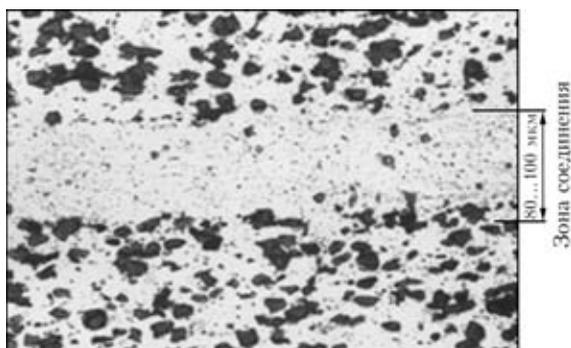


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) сварного соединения КМ, полученного сваркой давлением в вакууме с применением алюминиевой прослойки толщиной  $0,15\text{ мм}$  в условиях принудительного деформирования

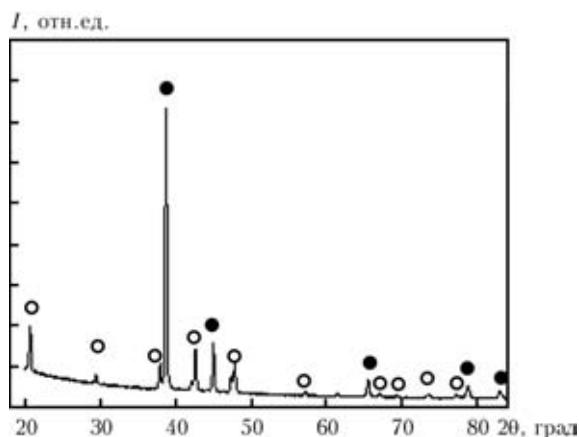


Рис. 4. Спектр рентгеновской дифракции быстрозакристаллизованной ленты  $\text{Al} + 33\% \text{ Cu}$ : ● — Al; ○ —  $\text{Al}_2\text{Cu}$

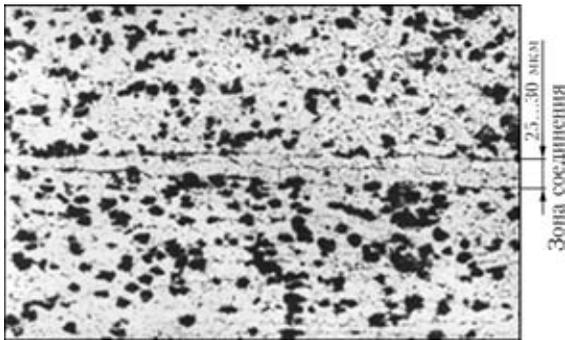


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 300$ ) зоны соединения КМ, полученного сваркой давлением в вакууме с применением быстрозакристаллизованной ленты (Al + 33 % Cu) толщиной 0,07 мм в условиях свободного деформирования

При сварке давлением в вакууме получить соединения с достаточно высокими прочностными характеристиками возможно при условии, если граница раздела между свариваемыми поверхностями перестает существовать как отдельный структурный элемент [11]. Этого можно достичь при использовании тонких прослоек, способных интенсифицировать диффузионные процессы в стыке, диспергировать и перераспределять остатки оксидной пленки. При этом в ходе процесса сварки следует активизировать диффузионные процессы в стыке и добиться максимального растворения прослойки, что, по нашему мнению, должно способствовать существенному повышению прочности соединения. С этой целью можно использовать легкоплавкие прослойки с алюминием эвтектического состава, в том числе быстрозакристаллизованные, которые активизируют свариваемые поверхности и легко диффундируют в основной металл в процессе сварки [12].

Известно также, что при измельчении зерна, т. е. при увеличении протяженности границ зерен, диффузионные процессы значительно ускоряются, поскольку коэффициент диффузии по границам зерен на несколько порядков больше, чем внутри зерна [13].

В связи с этим для сварки КМ АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$  применяли быстрозакристаллизованную ленту системы алюминий–медь эвтектического состава (Al + 33 % Cu) толщиной 0,07 мм и шириной 10 мм, которая разработана и изготовлена в ИПМ И. Н. Францевича НАН Украины. Структура ленты представлена  $\alpha$ -твердым раствором алюминия и дисперсными частицами интерметаллидной фазы  $Al_2Cu$ , равномерно распределенными в объеме матрицы. На рис. 4 показана рентгеновская дифракционная картина быстрозакристаллизованной ленты системы Al/Cu эвтектического состава Al + 33 % Cu, на которой присутствуют только пики Al и  $Al_2Cu$ .

Оптимальная температура при сварке давлением в вакууме КМ АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$  с применением в качестве промежуточной прослойки

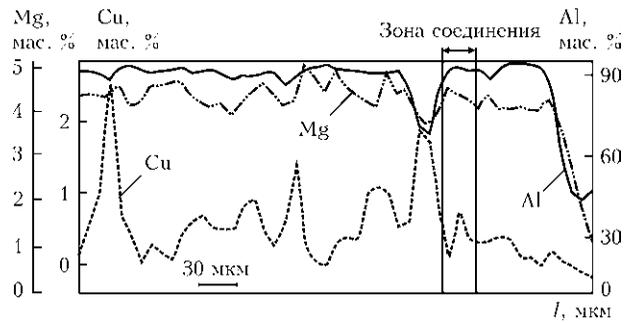


Рис. 6. Характер распределения меди, магния и алюминия в зоне соединения КМ при сварке в условиях свободного деформирования

быстрозакристаллизованной ленты системы Al/Cu эвтектического состава Al + 33 % Cu составляла  $T_{св} = 500\text{ }^\circ\text{C}$  ( $t = 10$  мин,  $P = 40$  МПа) как в условиях свободного, так и принудительного деформирования. Снижение температуры сварки на  $60\text{ }^\circ\text{C}$  по сравнению со сваркой с применением сплошной алюминиевой прослойки, по-видимому, связано с повышенной активностью быстрозакристаллизованной ленты.

Результаты металлографических исследований показали, что при сварке давлением в вакууме ( $T_{св} = 500\text{ }^\circ\text{C}$ ) в условиях свободного деформирования толщина прослойки в стыке уменьшается с 70 до 20...30 мкм (рис. 5). По данным микрорентгеноспектрального анализа прослойка содержит 4,35 мас. % Mg, 2,3 мас. % Cu, 93,4 мас. % Al (рис. 6). В процессе сварки свыше 4 мас. % Mg переходит в прослойку из алюмокомпозита АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$ . Твердость прослойки находится практически на уровне твердости матрицы композита.

Сварка в формирующих устройствах позволила уменьшить толщину прослойки до 8...10 мкм (рис. 7, а). Последующая термическая обработка

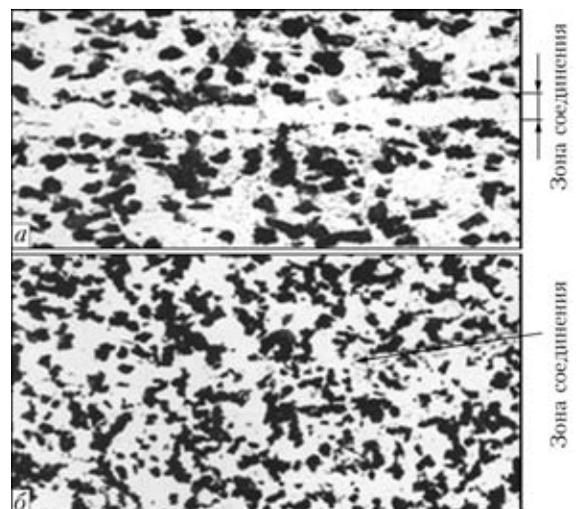


Рис. 7. Микроструктура зоны соединения КМ ( $\delta = 8\text{...}10$  мкм), полученного сваркой давлением в вакууме с применением быстрозакристаллизованной ленты (Al + 33 % Cu) в условиях принудительного деформирования (а,  $\times 600$ ) и с последующим термоциклированием (б,  $\times 400$ )

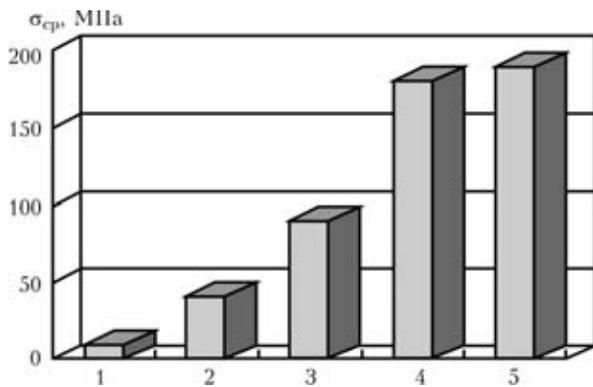


Рис. 8. Диаграмма изменения прочности на срез  $\sigma_{ср}$  сварных соединений КМ АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$  в зависимости от технологических особенностей сварки давлением в вакууме (1–4) и в исходном состоянии (5): 1 — свободное состояние без применения промежуточной прослойки ( $\sigma_{ср} = 8.9$  МПа); 2 — то же с применением прослойки алюминия  $\delta = 150$  мкм ( $\sigma_{ср} = 40$  МПа); 3 — формирующая матрица с применением прослойки алюминия  $\delta = 150$  мкм ( $\sigma_{ср} = 91$  МПа); 4 — то же с применением быстрозакристаллизованной ленты Al + 33 % Cu  $\delta = 70$  мкм ( $\sigma_{ср} = 180$  МПа); 5 —  $\sigma_{ср} = 190$  МПа

(термоциклирование), состоящая из пяти циклов нагрева до 500 °С под давлением и охлаждения до 200 °С, способствовала практически полному растворению прослойки (рис. 7, б). Прочность на срез сварного соединения после сварки и термообработки составила  $\sigma_{ср} = 180$  МПа.

Таким образом, применение при сварке давлением в вакууме композита АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$  быстрозакристаллизованной ленты системы Al/Cu эвтектического состава Al + 33 % Cu и технологических приемов, направленных на ускорение диффузионных процессов в стыке, позволило уменьшить температуру сварки и толщину прослойки в сварном соединении практически до полного ее растворения. При этом прочность на срез сварного соединения достигает 180 МПа (рис. 8, поз. 5), что соответствует уровню прочности композита в исходном состоянии.

## Выводы

1. При сварке давлением в вакууме замена промежуточной прослойки из чистого алюминия на прослойку из быстрозакристаллизованной ленты системы Al/Cu эвтектического состава Al + 33 % Cu позволила получить качественные сварные соединения композита АМг5 + 27 %  $Al_2O_3$  при

более низкой температуре и меньшем времени сварки.

2. Использование быстрозакристаллизованной ленты системы Al/Cu эвтектического состава обеспечивает прочность соединений на уровне прочности основного металла.

1. Влияние электромагнитного перемешивания на свойства сварных соединений композитов / В. Р. Рябов, В. П. Будник, А. Н. Муравейник и др. // Теория и практика технологий производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов — 21 век: Тр. Междунар. конф., г. Москва, 30 янв.–2 февр. 2001 г. — М.: МГУ, 2001. — С. 352–359.
2. Исследование структуры сварных соединений дисперсно-упрочненного алюминиевого сплава / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, А. А. Бондарев и др. // Технология легких сплавов. — 1999. — № 1/2. — С. 139–144.
3. Diffusion bonding of dispersion strengthened composite materials / V. R. Ryabov, A. N. Muraveinik, E. N. Cherepivskaya et al. // Joining of Materials. — 2002. — **14**, № 1/2. — P. 6–11.
4. Лямин Я. В., Мусин П. А. Пластическая деформация при диффузионной сварке разнородных материалов // Свароч. пр-во. — 2002. — № 5. — С. 24–29.
5. Bushby R. S., Scott V. D. Joining of particulate silicon carbide reinforced 2124 aluminium alloys by diffusion bonding // Materials Sci. and Techn. — 1995. — **11**, № 8. — P. 753–758.
6. Escalera M. D., Urena A., Gomes de Salazar J. M. Solid state diffusion A 6061 matrix composites reinforced with aluminium particles // The ASM International European conf. «Welding and joining science and technology», Madrid, Spain, March 10–12, 1997. — Madrid, 1997. — P. 380–389.
7. Твердофазное соединение в вакууме дисперсно-упрочненных композиционных материалов / А. Я. Ищенко, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко и др. // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2006. — **4**, № 3. — С. 747–756.
8. Особенности формирования структуры сварного соединения дисперсно-упрочненного композита Al + 4 % С при диффузионной сварке / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко // Автомат. сварка. — 2003. — № 12. — С. 7–10.
9. Терновский А. П. Диффузионная сварка с принудительным деформированием (Аналитический обзор) // Свароч. пр-во. — 1988. — № 9. — С. 76–83.
10. Суворов И. К. Обработка металлов давлением. — М.: Высш. шк., 1973. — 381 с.
11. Сергеев А. В., Чудин В. М., Сыропаева Е. С. Диффузионная сварка алюминиевых сплавов в состоянии сверхпластичности // Автомат. сварка. — 1991. — № 7. — С. 40–43.
12. Особенности диффузионной сварки алюминиевых сплавов / Ю. Я. Ищенко, А. Д. Стретович, А. В. Лозовская, В. С. Несмих // Там же. — 1991. — № 6. — С. 34–35.
13. Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 195 с.

Solid-phase weldability of micro-dispersed composite material AMg5 + 27 %  $Al_2O_3$  with application of rapidly-solidified interlayer from Al + 33 % Cu eutectic alloy was studied. It is established that application of rapidly-solidified strip as an interlayer activates the surfaces being welded and allows lowering the temperature and time in diffusion welding of AMg5 + 27 %  $Al_2O_3$  composite. Use of techniques which accelerate the diffusion processes in the butt joint (forced deformation, thermal cycling), allowed reducing the interlayer thickness to its practically complete dissolution and improving the shear strength of welded joints to the level of base metal strength.

Поступила в редакцию 14.07.2009