



СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, СОДЕРЖАЩИХ ЧАСТИЦЫ КАРБИДА КРЕМНИЯ (Обзор)

Е. В. ЧЕРЕПИВСКАЯ, магистр, В. Р. РЯБОВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны существующие методы получения дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных частицами карбида кремния. Приведены основные физико-химические и механические характеристики этих материалов, подробно рассмотрены существующие методы соединения дисперсно-упрочненных материалов на основе алюминия, а также проблемы, возникающие при сварке этих материалов в твердой и жидкой фазах.

Ключевые слова: композиционный материал, сварка, алюминиевая матрица, упрочнитель, частица, карбид кремния, карбид алюминия, распад, структура, состав, прочность

Среди современных дисперсно-упрочненных композиционных материалов (ДУКМ) большое распространение получают сплавы алюминия, армированные высокопрочными керамическими частицами SiC с высокой энергией межатомных связей. Особенностью этих материалов является то, что матрица в них является основным элементом, несущим нагрузку, а роль упрочняющей фазы в основном сводится к облегчению формирования дислокационной субструктуры в процессах получения сплавов главным образом при деформации и термической обработке, а также к стабилизации этой субструктуры в условиях эксплуатации. Использование алюминия как матричного материала обусловлено его широким применением в технике, возможностью регулирования свойств алюминиевых сплавов термической обработкой.

Эти ДУКМ имеют ряд преимуществ по сравнению с матрицей [1, 2]: повышенные (на 15... 30 %) прочность при комнатной и средних (до 350 °С) значениях температуры, жесткость (на 40... 100 %), износостойкость (в 2... 3 раза); более низкий (в 1,5... 2 раза) температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). По сравнению с волокнистыми композиционными материалами (КМ) ДУКМ обладают изотропностью свойств; возможностью использования традиционных видов обработки давлением (прессование, прокатка, штамповка) для изготовления полуфабрикатов и изделий из них; значительно более низкой (в 5... 10 раз) стоимостью.

В качестве матричных материалов в ДУКМ применяют сплавы АД33 (американский аналог 6061), АМг6 (1560), Д16 (1160), сплав системы Al-Cu-Mg (2124) и др. Средний уровень механических характеристик для ДУКМ на основе алюминиевых сплавов следующий: $\sigma_b = 400... 600$ МПа; $\sigma_{0,2} = 300... 470$ МПа; $\delta = 3... 6$ %; $E = 100... 120$ ГПа, ТКЛР = $1,25 \cdot 10^{-7}$ град⁻¹ [3-5].

Использование в качестве упрочняющей фазы стабильного тугоплавкого соединения SiC, не вза-

имодействующего активно с материалом матрицы и не растворяющимся в нем вплоть до температуры его плавления, обеспечивает возможность сохранения микрогетерогенного строения и дислокационной субструктуры, формирующейся в процессе деформации и термической обработки, до предплавленных температур. Это позволяет сохранить длительную работоспособность композита вплоть до $(0,9... 0,94)T_{пл}$ алюминия. При этом размер частиц SiC различный, но средний диаметр лежит обычно в пределах 2... 20 мкм.

Свойства карбида кремния как упрочнителя.

Карбид кремния в высокотемпературной области имеет широкий спектр свойств: жароупорных, противобразивных, антикоррозионных и прочностных [6-8]. Кристаллическое строение карбида кремния достаточно разнообразно: он представлен, практически, бесконечным многообразием полиморфов, отличающихся между собой типом симметрии решетки и параметрами элементарной ячейки. Все его типы имеют бинарные тетраэдрические структуры. Источником столь сложного полиморфизма является своеобразный дислокационный механизм (через винтовые дислокации) роста монокристаллов.

Несмотря на обилие полиморфов карбида кремния в качестве упрочнителя КМ используют нитевидные кристаллы SiC, содержащие не менее 99 % основной фазы β -модификации SiC, и промышленные коммерческие абразивные порошки карбида кремния-зеленого (α -SiC).

Нитевидные кристаллы имеют форму игл диаметром от 28...62 нм с удельной поверхностью 20... 45 г/м², коммерческие порошки имеют пластинчатую форму и диаметр 1... 40 мкм. Шероховатость граней позволяет предположить, что порошки являются поликристаллическими [9].

Карбид кремния β -модификации образуется при избытке кремния в среде кристаллизации, больших скоростях охлаждения, атмосфере, богатой азотом, и повышенном давлении. Примесные фазы, такие, как графит, α -кristобалит, SiO₂, Fe_xSi_y, твердый раствор кремния в α -Fe, FeCl_x и продукты их гидролиза и окисления, а также примесь α -SiC отрицательно влияют на механические свойства ните-



видных кристаллов β -модификации SiC. Особо вредной следует считать примесную фазу графита, поскольку она образует отдельные частицы и конгломераты, а также пленочные образования на поверхности нитевидных кристаллов SiC.

Лучшие зарубежные производители карбида кремния обеспечивают чистоту нитевидных кристаллов 99,4... 99,8 % (мас.) [10]. Его механические характеристики следующие: $\sigma_{\text{раст}} = 20$ ГПа; $E = 480$ ГПа, а механические свойства нитевидных кристаллов SiC производства стран СНГ следующие: $\sigma_{\text{раст}} \geq 10$ ГПа; $E \geq 500$ ГПа при содержании основной фазы 99,2... 99,9 % (мас.).

Основным недостатком нитевидных кристаллов карбида кремния является высокая стоимость, что затрудняет их применение для производства КМ и широкого внедрения в промышленность [11–13].

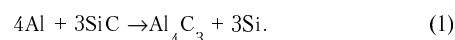
В абразивных порошках SiC, помимо основной фазы α -SiC, присутствуют свободный кремний, оксиды кремния, кальция, марганца, магния, алюминия, железа и более сложные оксидные соединения [14]. Химический анализ порошков SiC, применяемых для армирования матрицы, показал, что мелкие порошки с более развитой поверхностью содержат большее количество оксидов кальция и магния. Однако, судя по общему содержанию кремния, составляющими которого являются кремний из SiC, оксида SiO₂, силикатов и свободного кремния, крупные порошки сильнее загрязнены примесями, чем мелкие.

Долгое время считалось, что применение промышленных порошков SiC в качестве упрочнителя требует предварительной очистки, направленной прежде всего на удаление графита и влаги в связи с возможностью реакции примесного графита с алюминием в сварочной ванне и даже в процессе изготовления КМ. Однако проведенные после предварительной обработки порошков в растворах NaOH и HCl электронографические исследования [9] не подтверждают наличия свободного углерода в исходных порошках. Для улучшения смачивания порошков возможно также их окисление на воздухе при нагреве до температуры 550... 600 °С в течение 1,5... 2 ч.

Карбид кремния жароупорен и жаропрочен. Оба эти показателя высоки для SiC с минимальным содержанием загрязняющих примесей, но вопрос о его химической устойчивости до сих пор не изучен до конца.

К сожалению, литературные данные по свойствам карбида кремния весьма противоречивы. Согласно [7] температура плавления SiC выше 2600 °С и даже 2830 ± 40 °С [6, 8]. Кроме того, SiC отли-

чается химической устойчивостью: он стоек в окислительной среде при температуре до 1500 °С, не взаимодействует с азотом, инертен в водороде и углекислом газе, устойчив во многих расплавах металлов и неметаллов. Однако, по данным [15], разложение SiC в контакте с жидким алюминием начинается при температуре около 750 °С. Исходя из термодинамических представлений, авторы [16] предполагали, что ниже температуры 730 °С разложения карбида кремния не наблюдается, но практические данные противоречат и этому утверждению. В работах [17–19] сообщается, что взаимодействие между алюминием и карбидом кремния начинается уже при температуре 660 °С и осуществляется по реакции:



Кроме Al₄C₃, в этой системе при температуре свыше 1400 °С могут также образовываться соединения Al₄SiC₄ и Al₈SiC₇ [15, 18, 19]. Образующийся в результате реакции кремний растворяется в жидком алюминиевом растворе. Поэтому, управляя растворением и отводом кремния в расплав, можно влиять на ход реакции и даже, вероятно, подавлять ее.

ТКЛР для алюминиевых сплавов находится в пределах от $24,1 \cdot 10^{-6}$ (АДЗЗ) до $24,7 \cdot 10^{-6}$ (АМг6) град⁻¹ (не будем учитывать ТКЛР чистого алюминия, равный $28,7 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, так как для производства КМ он в качестве матрицы практически не применяется). ТКЛР карбида кремния β -модификации по разным источникам равен $(5...7) \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, т. е. приблизительно в 4 раза меньше такового у алюминиевых сплавов.

Плотность алюминиевых сплавов составляет ~2698, SiC — 3210 и Al₄C₃ — 2950 кг/м³. Твердость SiC — 24000, Al₄C₃ — 19500 МПа.

Таким образом, если предел прочности для сплава АДЗЗ (6061) составляет 320... 380 МПа, то у КМ на его основе, содержащего 20 % карбида кремния, $\sigma_{\text{в}}$ достигает 580 МПа (в среднем 420... 500 МПа). У сплава Д16 предел прочности достигает 410... 460 МПа, а у ДУКМ на его основе, содержащих 18, 20 и 30 % SiC, соответственно $\sigma_{\text{в}} = 450... 500; 520... 540$ и $580... 600$ МПа.

Производство КМ. В общем виде синтез материалов, содержащих дисперсные частицы (ДЧ) тугоплавких соединений, включает предварительную подготовку упрочняющей фазы; получение расплава выбранного материала — матрицы; ввод в него упрочняющей фазы и получение ее равномерного распределения в объеме металла; заливку и кристаллизацию в форме с последующей термической

Таблица 1. Варианты предварительной обработки частиц упрочняющей фазы карбида кремния

Технология	Цель	Источник
Металлизация поверхности ДЧ, в частности плакирование никелем, медью	Улучшение смачиваемости путем изменения контактной поверхности Me-ДЧ на Me-Me, предотвращение взаимодействия ДЧ с расплавом матрицы	[26–28]
Термическая обработка ДЧ, включая инфракрасный нагрев в безокислительной атмосфере	Дегазация поверхности ДЧ от адсорбированных газов, снятие эффекта переохлаждения	[21, 22]
Солевая обработка поверхности ДЧ, в том числе в слое флюса, непосредственно на поверхности жидкого металла или по зольгель процессу	Улучшение смачиваемости	[23–26, 29, 30]



обработкой давлением (термообработка в сочетании с экструзией или прокаткой) [10, 20–28].

Наибольшим препятствием в производстве ДУКМ является плохое смачивание алюминиевым расплавом частиц упрочняющей фазы. Поэтому большинство способов ввода ДЧ в алюминиевый расплав, включая предварительную подготовку частиц, прежде всего направлены на уменьшение краевого угла смачивания частиц расплавом. Существует несколько вариантов предварительной обработки ДЧ карбида кремния (табл. 1).

В настоящее время разработаны различные способы ввода ДЧ в сплавы, а именно:

1) получение взвеси высокодисперсных частиц непосредственно в металле в результате химической реакции расплава со специальным веществом;

2) вдувание ДЧ потоком инертного газа через инжектирующую форму или с использованием плазменной горелки;

3) механическое перемешивание расплава, находящегося либо в перегретом, либо в твердожидком состоянии для создания в нем водоворота с одновременным введением упрочняющих частиц;

4) использование вибрации или ультразвука высокой интенсивности с наложением механического перемешивания на расплав или без него и последующая инъекция частиц через погруженный в металл волновод-концентратор;

5) формирование брикетов (таблеток) при совместном прессовании порошков основы сплава и ДЧ с последующим их погружением в расплав и ручным или механическим перемешиванием металла;

6) смешивание компонентов специального флюса с частицами, нанесение смеси на поверхность жидкого металла или в капсуле под зеркало расплава и выдержка до прекращения реакции между флюсом и сплавом;

7) фильтрация расплава через слой упрочняющей фазы непосредственно при заполнении формы с использованием вакуума или высокого давления.

Способы 2, 4, 7 требуют специального, часто дорогостоящего оборудования и усложняют технологию получения ДУКМ, 1, 3, 5 и 6 — более дешевые и технологичные, имеют широкое промышленное применение [9].

Соединение композиционных материалов. Известно, что большинство КМ с металлической матрицей являются неравновесными системами, имеющими градиент химического потенциала на границе раздела частица–матрица, что приводит к взаимной диффузии элементов и, как следствие, к образованию зоны взаимодействия между частицей и матрицей. И хотя взаимная диффузия элементов необходима для осуществления надежного сцепления между ними, чрезмерное развитие этой зоны приводит к деградации прочности частиц и всего композита в целом. Поэтому при соединении композитов, в частности при сварке, температура и время контактного взаимодействия должны тщательно контролироваться. Именно поэтому до недавнего времени изделие и КМ для него разрабатывали в комплексе, без применения традиционных способов соединения, что требовало дополнительных материальных затрат [3, 31].

Свариваемость композитов затруднена, поскольку высокотемпературный сварочный нагрев может вызвать у них не только потерю свойств исходного упрочненного материала, но и охрупчивание сварных швов.

Для выбора наиболее рационального способа соединения следует провести сравнительный анализ структурных изменений в ДУКМ, вызванных действием различных сварочных источников нагрева. Необходимо оценить влияние различного вида нестационарного сварочного нагрева на характер распада частиц, определить оптимальный состав присадочных материалов, которые не ухудшали бы свойств шва и сварного соединения в целом, сравнить данные по механическим свойствам соединений.

При сварке КМ на основе алюминия, упрочненного частицами SiC [32–36], существует несколько проблем: 1) распад упрочняющих частиц SiC; 2) большая вязкость сварочной ванны; 3) сложность качественного формирования швов вследствие плохого смачивания алюминием поверхности частиц; 4) пористость швов.

Кроме того, существует еще одна проблема при сварке КМ с использованием присадочной проволоки — это отсутствие перемешивания основного материала и присадки, и как следствие — пониженная прочность сварных швов по отношению к прочности композита.

Поэтому процессы соединения ДУКМ в твердом состоянии особенно эффективны, поскольку в этом случае не возникает проблем сегрегации частиц или вязкости расплава из-за сравнительно низких температур процесса.

Диффузионная сварка. Этот промышленный способ соединения различных однородных и разнородных металлов и сплавов хорошо зарекомендовал себя и при сварке КМ [37–44]. Процесс сварки происходит без расплавления основного металла в результате нагрева и сдавливания соединяемых деталей.

Для диффузионной сварки КМ характерно использование промежуточных металлов или сплавов в виде проставок (фольги), покрытий и порошка между соединяемыми деталями или на одной из свариваемых поверхностей. Возможно также применение фольг с нанесенными на них вакуумным или термическим напылением слоями других металлов [42, 43].

В работе [42] было отмечено, что образующаяся при сварке поверхность контакта частица–частица ослабляет соединение. Схематическое изображение сварных соединений, полученных с использованием проставки и без нее, приведено на рис. 1. На схеме показано образование новых границ раздела частиц

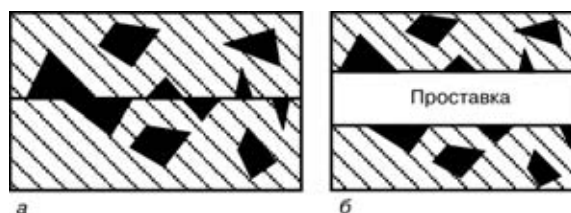


Рис. 1. Схема сварного соединения, полученного диффузионной сваркой без проставки (а) и с промежуточным слоем (б)



Таблица 2. Механические свойства сварных соединений композитов, полученных при различных режимах сварки

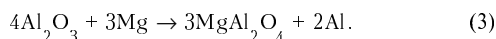
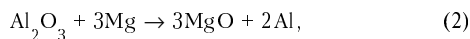
Содержание упрочнителя, %	Давление, МПа	Деформация образцов, %	Прочность на сдвиг, МПа
25	10	2	60±10
30	10	2	45±15
35	10	2	25±10
40	10	2	35±15
25	10	8	50±10
25	12	14	45±20
25	12	20	120±5
30*	10	2	110±45

* Сварено с использованием проставки из сплава 2124.

ца–матрица и частица–частица в процессе соединения. В результате воздействия высокой температуры и давления в зоне сварки развиваются диффузионные процессы, обеспечивающие микролегирование этой зоны элементами промежуточного металла и выравнивание их концентраций.

Проводились исследования по диффузионной сварке КМ на основе сплава 2124 с объемным содержанием упрочняющих частиц 25, 30, 35 и 40 % [40]. Образцы имели вид дисков диаметром 25 мм и толщиной 6 мм. Поверхность под сварку зачищали шлифовальной бумагой и затем обезжировали ацетоном. Режимы сварки приведены в табл. 2.

Сварку композита проводили на образцах с объемным содержанием упрочнителя 30 % при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$, $P = 10\text{ МПа}$, деформации 2 % с использованием сплава 2124 в качестве проставки. В этом случае предел прочности сварного соединения составил 110 ± 45 , а при тех же условиях сварки, но без проставки — $45\pm 15\text{ МПа}$. Рассмотрены также химические процессы, протекающие в зоне сварки. Магний, находящийся в сплаве, реагирует с оксидом алюминия по следующим реакциям:



Более негативное влияние при температуре сварки $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ оказывает вторая реакция (с образованием MgAl_2O_4 , который располагается на поверхности раздела), но реально процесс окисления проходит комплексно.

Таким образом, присутствие магния и его химических соединений снижает сдвиговую прочность сварного соединения по сравнению с прочностью соединений одноименных неупрочненных сплавов. Предел прочности также зависит от объемного содержания карбида кремния. Использование промежуточного слоя из неупрочненного сплава улучшило силу сцепления и соответственно прочность соединений.

В работе [43] исследована диффузионная сварка нахлесточных соединений листов толщиной 6 мм из алюминиевого сплава 2124, армированного монокристаллами SiC, с использованием проставок в виде фольги толщиной 50... 150 мкм из алюминиево-литиевого сплава 8090. Химический состав сплава 2124 следующий, %: меди 4,4; магния 1,5; кремния

0,2; железа 0,3; алюминия — остальное; сплава 8090 — меди 1,2; магния 0,6; кремния 0,03; железа 0,07; лития 2,4; циркония 0,14; алюминия — остальное. Объемная доля SiC составляла 12,5 %. Сварка выполнена при давлении $2,66 \cdot 10^{-2}\text{ Па}$, температуре $470... 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, усилие сжатия 1,5; 3 и 6 МПа и времени сжатия 1 ч. Исследовано также влияние термообработки после сварки: выдержка 4... 8 ч при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде со льдом; некоторые образцы подвергали искусственному старению 16 ч при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для сварного соединения получен максимальный предел прочности на срез 100 МПа, т. е. 90 % этого значения для основного металла при тех же условиях термообработки, сварка проводилась на режиме: $T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 3\text{ МПа}$, $t = 1\text{ ч}$, но при этом деформация составляла 43 %. При снижении давления сжатия до 1,5 МПа предел прочности на срез падает до 70 МПа, но деформация образцов не превышает 30 %. Оптимальный режим диффузионной сварки был следующий: $T = 500... 525\text{ }^{\circ}\text{C}$; $P = 1... 3\text{ МПа}$, $t = 1\text{ ч}$. Наличие лития в проставке благоприятно влияет на процесс сварки, так как он, реагируя с алюминием, образует стабильные оксиды, но с меньшей твердостью и растворимостью при исследованных условиях сварки. Диффузия лития в основной металл повышает прочность матрицы основного металла и фазы по границе раздела матрица–частица SiC.

В работе [44] изучено влияние промежуточных слоев на свойства сварных соединений КМ 8090 + 17 % SiC. В качестве прослойки использован сплав 8090. Изучив поверхности контакта, авторы пришли к выводу, что в результате использования прослоек прочность соединений композитов возрастает. Для сравнения были проведены эксперименты по сварке чистого сплава 8090, сварке композита с прослойкой и без нее. Если прочность соединения сплава 8090 находится на уровне 190, то при сварке КМ без проставки она достигает лишь 100 МПа, в то время как сварное соединение КМ с прослойкой имеет прочность 150 МПа.

В работе [37] исследован КМ, состоящий из матрицы в виде алюминиевого сплава 2618, следующего химического состава, %: меди 2,27; магния 1,07; железа 1,55; марганца 0,01; цинка и титана — по 0,02, армированного частицами SiC в количестве 15% (об.). Пруток диаметром 45 мм получали экструдированием, поэтому частицы SiC имели некоторую ориентацию в направлении экструзии. От прутка отрезали диски толщиной 3 мм, затем разрезали на пластины квадратной формы, которые зачищали наждачным полотном, полировали алмазной пастой и обезжировали ацетоном. Диффузионную сварку образцов осуществляли либо непосредственно (без прослойки), либо с проставкой из Al–Mg-сплава (магния 4,31; кремния 0,31; железа 0,57; марганца 0,23) в виде фольги толщиной 20 мкм или со слоем серебряного покрытия толщиной 0,25; 0,50 и 1 мкм на каждой стороне образцов. Сварку осуществляли в аргоне, нагревая образец со скоростью $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Без проставки, при применении фольги и серебряного покрытия давление сварки P было соответственно 10... 25;



Таблица 3. Режимы диффузионной сварки композита 6061+20 % SiC

Прослойка	Температура сварки, °С	Давление сварки, МПа	Время сварки, мин
Al	550	8	30
Ni	580	12	20
Cu	520	6	15
Ag	550	12	20
Без прослойки	580	15	30

10...20 и 10...15 МПа, степень обжатия 27...58; 25...53 и 21,3...36,3 %. Без проставки возможно получение соединения без четко выраженной границы раздела при времени сварки 1 ч и давлении до 25 МПа. При использовании фольги ($t = 1$ ч, $P = 20$ МПа) образуется соединение со слабо различимой границей раздела и с частицами SiC на ее линии. Степень обжатия при этом довольно велика (53 %). В случае применения серебряного покрытия качественное соединение (без видимой границы раздела) образуется при толщине покрытия 0,5 мкм, времени сварки 2 ч, усилии сжатия 15 МПа и степени обжатия 36,3 %. Для снижения степени обжатия авторы рекомендуют проводить его в два этапа: под давлением и без него. Тогда сварка может быть осуществлена при степени обжатия 20 %.

В работе [38] проведены эксперименты по диффузионной сварке КМ 6061 + 20 % нитевидных кристаллов SiC. Для экспериментов выбрана конструкция стыкового соединения. Соединяемые поверхности шлифовали абразивной бумагой, затем очищали и протравляли для удаления поверхностных загрязнений и оксидных пленок. Для получения удовлетворительного соединения образцы соединяли с помощью промежуточного слоя — фольги. С целью обеспечения максимальной прочности и химической однородности соединений использовали проставки из различных материалов. Параметры диффузионной сварки приведены в табл. 3. Процесс соединения осуществляли в вакууме $133,3 \cdot 10^{-2}$ Па. Все соединения с проставкой отличались хорошим контактом, подвижность атомов была достаточной для образования диффузионного слоя из материала фольги. Замечено, что диффузионный слой никеля шире, чем у прослоек из других металлов. Это объясняется близкими атомными радиусами никеля и алюминия ($R_{Al} = 0,14$, $R_{Ni} = 0,125$ нм). При отсутствии промежуточного слоя в соединении наблюдалось множество несплошностей вследствие того, что нитевидные кристаллы препятствуют диффузии алюминия. При наличии проставок из меди качество полученных соединений удовлетворительное. Зависимость предела прочности сварных соединений от материала проставки показана на рис. 2, сварных соединений σ_b намного ниже, чем у основного металла.

Необходимо отметить также «коррозионный аспект» применения прослоек при диффузионной сварке. Обычно для получения высокой коррозионной стойкости соединения состав прослойки подбирают с близкими электрохимическими свойствами. Вследствие того, что свариваемые металлы и промежуточный слой имеют различный химический

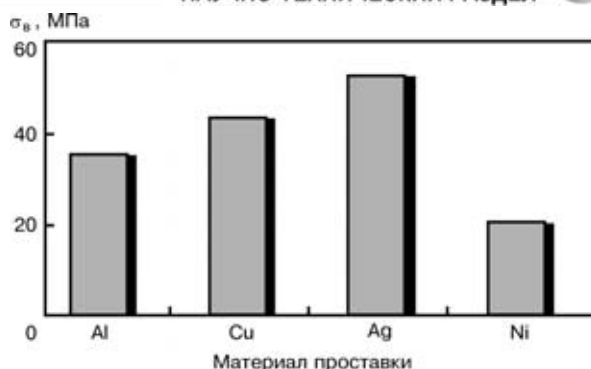


Рис. 2. Предел прочности сварных соединений КМ 6061+20% SiC, выполненных диффузионной сваркой с проставками из различных материалов

состав, и промежуточный слой имеет положительный относительно свариваемых металлов стационарный электродный потенциал, повышается коррозионная стойкость сварного соединения [45]. В результате воздействия высокой температуры и давления в зоне сварки развиваются процессы, выравнивающие концентрацию элементов на границе свариваемых материалов, благодаря чему достигается плавное изменение электродного потенциала в сварной зоне и снижение локализации коррозии. Вызванное положительным смещением потенциала изменение электрохимических свойств приводит к повышению коррозионной стойкости сварного соединения по всему сечению.

Таким образом, диффузионная сварка применима для соединения ДУКМ на основе алюминия, однако чтобы получить максимальную прочность необходимо выбрать соответствующую комбинацию материала прослойки и режима сварки.

Сварка трением. Сварка трением — один из перспективных методов соединения композитов, которому в последнее время уделяется большое внимание. Это вызвано отсутствием проблем вязкости сварочной ванны и реакции между материалом матрицы и упрочнителем.

Для сварки трением КМ применяют все ее разновидности: ротационную, инерционную и линейную [3, 5]. Отмечается, что высокие скорости взаимного перемещения, выделяющееся тепло разбивают упрочняющие частицы вблизи границы контакта, а в зоне термического влияния наблюдается снижение твердости. Для соединений ДУКМ 2618 + 14 % SiC, выполненных ротационной сваркой трением, оптимальными режимами сварки были следующие: скорость вращения 950 рад/мин, усилие при вращении 20 т; усилие при ковке 30 т; «горячая» осадка 4 мм; общая осадка 8,5 мм; время сварки 1,4 с. Полная послесварочная термическая обработка (закалка и старение) обеспечивает прочностные свойства соединений, приближающиеся к таковым для основного материала.

Согласно данным [3] сваркой трением можно соединять композиты, полученные литьем и прессованием. На рис. 3 показана форма сварного соединения стержней диаметром 45 мм ДУКМ 2618 + 14 % SiC. Авторы [46] разделяют зону сварного соединения на зону полной пластической деформации $Z_{пл}$ и зону частичного деформирования $Z_{ч.д.}$.

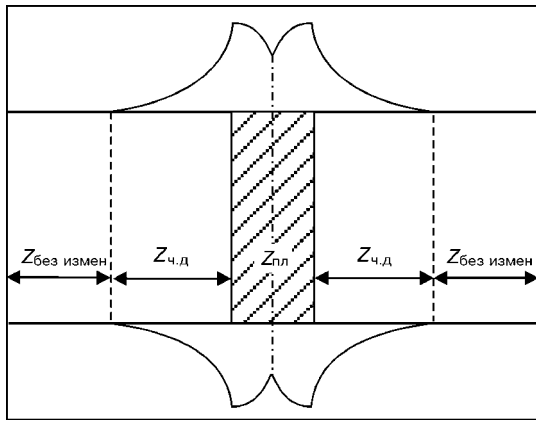


Рис. 3. Зоны сварного соединения, выполненного сваркой трением

В работе [46] исследована структура и механические свойства соединений, выполненных инерционной сваркой трением на алюминиевом сплаве 8009, следующего химического состава, %: железа 8,5; кремния 1,7; вольфрама 1,3, армированного 11 % (по объему) частиц SiC. Деформация в горячем состоянии приводит к образованию гомогенной структуры с равномерным распределением частиц SiC вдоль стыка прутков. В соединении не обнаружено следов химической реакции между SiC и матрицей; в некоторых случаях отмечено растрескивание крупных частиц SiC в металле шва и основном металле. Среднее значение микротвердости по Кнуппу в зоне термического и деформационного влияния и в основном металле весьма близки между собой. Слабые участки в месте шва не установлены, σ_b сварного соединения составляет более 90 % этого значения для основного металла, что согласуется с результатами измерения микротвердости. При испытаниях на растяжение соединения разрушались неизменно на наружной кромке в зоне термического и деформационного влияния; разрушение по матрице и в металле шва носит пластический характер, по частицам SiC — хрупкий. Микроструктура соединения и распределение твердости по сечению образца, выполненного сваркой трением, показаны соответственно на рис. 4 и 5.

Контактная точечная сварка. Перспективным способом соединения деталей из ДУКМ с элементами конструкций признается контактная точечная сварка [32]. Оценку свариваемости соединений проводили на технологических образцах из одноименных ДУКМ, а также для сочетаний ДУКМ с алюминиевым сплавом Д16. Для исследований использовали образцы толщиной 2,0 мм из ДУКМ Д16 + 20 % SiC. Подготовку поверхности образцов под

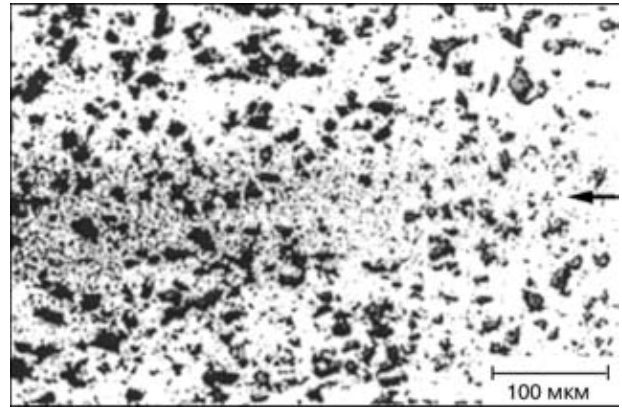


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения, выполненного сваркой трением. Стрелкой указана линия соединения (уменьш. 3/5)

сварку выполняли химическим травлением и механической зачисткой. Практически такая операция не отличается от подобной обработки алюминиевых сплавов. Сварку проводили на конденсаторной машине МТК-75 с использованием электродов из сплава Бр.КД1. Параметры сварки определяли на образцах путем индивидуального подбора режима, как для алюминиевых сплавов типа Д16.

Критерием оценки качества точечной сварки ДУКМ системы Д16+SiC являлись данные технологических проб, микро- и макроанализа, исследования механических свойств образцов, а также рентгенографии сварных точек. Результаты исследований сварных соединений приведены в табл. 4. Установлено, что диаметр литой зоны сварной точки при сварке образцов из ДУКМ между собой и с образцом из алюминиевого сплава соответствует общепринятым размерам для сварки алюминиевых сплавов типа Д16. Наличие плакирующего слоя в заготовке из ДУКМ не существенно влияет на свариваемость и прочность в одноименных сочетаниях материалов.

При испытании на растяжение соединений образцов из ДУКМ все разрушения имели характер среза, а при испытании на отрыв происходил частичный отрыв наружной алюминиевой плакировки от свариваемого материала.

В изломе ядра сварной точки разрывов по частицам SiC не отмечено (если размер частиц <10 мкм). Поверхность разрушения, которая носит хрупкий макроскопический характер, состоит из лунок. Исследование поверхности показало, что частицы SiC расположены в местах разрушения неравномерно, и в некоторых областях ядра точки наблюдаются скопления частиц SiC или несплошности, зародившиеся на частицах. При рентгеновском просвечивании на отдельных образцах обнаружены незначительные дефекты (пористость), расположенные в центре литой зоны точек.

Прочность на срез сварной точки для соединений листовых заготовок из сочетаний КМ несколько выше,

Таблица 4. Свойства сварных соединений образцов из ДУКМ, Д16+20% SiC и алюминиевого сплава Д16

Материал	Диаметр сварной точки, мм	Глубина, %				Прочность на срез сварной точки, МПа	Прочность на отрыв сварной точки, МПа
		проплавления		вмятины			
		ДУКМ	Д16	ДУКМ	Д16		
ДУКМ+ДУКМ	6...7	60	85	10	15	250...280	160...190
Д16+ДУКМ	6...7	60	—	10	—	260...300	170...200
Д16+Д16	6	—	30...80	—	15	240...260	150...180

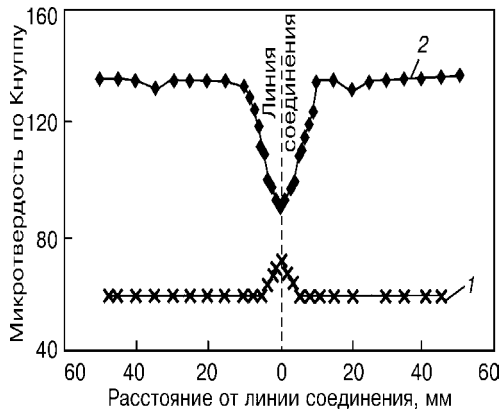


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению образца: 1 — закалка и искусственное старение на режиме, приводящем к росту вязкости разрушения и коррозионной стойкости; 2 — закалка и полное искусственное старение

чем в аналогичном соединении листовых заготовок из сплава Д16. Это связано с тем, что жесткость КМ выше, поэтому вероятность разрушения сварной точки путем отрыва уменьшается.

Контактная сварка сопротивлением была применена для сварки листов из композита сплава 6082 + 20 % SiC. Химический состав сплава 6082 следующий, %: кремния 0,7... 1,3; железа 0,5; меди 0,1; марганца 0,4... 1,0; магния 0,6... 1,2; хрома 0,25; цинка 0,2. Однако отмечалась большая сегрегация частиц SiC [4]. Использование конденсаторной сварки для ДУКМ также возможно [47]. Наконец, процесс стыковой сварки дугой, вращающейся в магнитном поле, был использован для соединения труб из ДУКМ сплава 2124+25% SiC [3, 5].

Таким образом, среди распространенных способов сварки в твердой фазе диффузионная сварка, осуществляемая с помощью прослоек, обеспечивает прочность сварных соединений, не превышающую 50... 60 % прочности исходного ДУКМ. В некоторых случаях применение термической обработки может повышать прочность сварных соединений до 90 % прочности основного металла, однако влияние термической обработки еще не изучено до конца. Необходимо вести дальнейшие исследования не только в области совершенствования технологии диффузионной сварки, но и в направлении изучения влияния термической обработки на свойства и микроструктуру сварных соединений ДУКМ.

Несколько лучшие результаты (σ_B до 90 % этого значения для основного металла) обеспечивает сварка трением. Оба метода применимы для соединения стержней, труб и других тел вращения, поэтому для сварки ДУКМ на алюминиевой матрице достаточно перспективен новый способ сварки трением с перемешиванием. Хорошие результаты обеспечивает контактная точечная сварка.

Наконец, по мнению авторов, необходимо совершенствовать и технологии изготовления композитов, чтобы свести к минимуму возможные дефекты исходного материала, такие, как поры, шлаковые включения, агломерация частиц и др.

1. Бондарев Б.И., Польшин И.С., Романова В.С. Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, ар-

мированных частицами SiC // Тез. докл. междунар. конф. «Перспективные направления авиационного металловедения». — М., 1990. — С. 40–42.

2. *Состояние* и перспективы развития производства композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, армированных керамическими частицами / Б. И. Бондарев, И. С. Польшина, В. С. Романова и др. // Композиционные материалы. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 1991. — С. 52–57.
3. Ellis M. B. Joining of Al-based metal matrix composites — a review // Mater. and Manufacturing proc. — 1996. — **11**, № 1. — P. 45–66.
4. Ellis M. B., Gittos M. F., Thereadgill P. P. Joining aluminium based metal matrix composites // Materials World. — 1994. — **2**, № 8. — P. 415–417.
5. Lundin C. D., Danko J. C., Swindman C. J. Fusion welding of SiC-reinforced aluminium alloy 2024 // Proc. of conf. on recent trends in welding science and technology // ASM International Materials Park. — 1990. — P. 303–307.
6. *Карбид кремния* (строение, свойства и области применения) / Под ред. И. Н. Францевича. — Киев: Наук. думка, 1966. — 360 с.
7. *Карбид кремния* / С. А. Добролеж, С. М. Зубкова, В. А. Кравец и др. — Киев: Гостехиздат УССР, 1963. — 316 с.
8. Хенни Г., Пои Р. Карбид кремния: Пер. с англ. — М.: Мир, 1972. — 388 с.
9. *Взаимодействие* металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо и др. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
10. *Fabrication process of metal matrix composite with nano-size SiC particle produced by vortex method* / A. Kawabe, A. Oshida, T. Kobayashi, H. Toda // J. of Jap. Institute of Light Metals. — 1999. — **49**, № 4. — P. 149–154.
11. Fujite Y. Composites on the basis of alloys of aluminium, reinforced ceramic thready chips and fibers of short kerf // Iron and Steel Institute of Jap. — 1989. — **75**, № 9. — P. 102–111.
12. Morimoto K. Composites on the basis of alloys of aluminium, reinforced thready chips from SiC // Joining Assembling Automation, 1991. — **7**, № 11. — P. 22–25.
13. Fujite Y. Composites: aluminum alloys, hardened by ceramic thready chips and short fibres // Iron and Steel Institute of Jap. — 1989. — **75**, № 9. — С. 1516–1525.
14. *Дуговая* сварка дискретно армированного композиционного материала системы Al-SiC / Т. А. Чернышова, Л. К. Болотова, Л. И. Кобелева и др. // Физика и химия обработки материалов. — 1999. — № 4. — С. 57–62.
15. Iseki T., Kameda T., Maruyama T. Interfacial reactions between SiC and aluminium during Joining // J. Mater. Sci. — 1984. — **19**. — P. 1632–1638.
16. Hill J. F., Wilkinson S. W., Fenn R. C. Fusion welding of an aluminium matrix/SiC reinforced MMC // Intern. J. for the Joining of Materials. — 1997. — **9**, № 2. — P. 61–65.
17. Чернышова Т. А., Корж Т. В., Кобелева Л. И. Продукты взаимодействия в композиции алюминиевый сплав — частицы карбида кремния, полученной жидкофазными методами // Физика и химия обработки материалов. — 1997. — № 3. — С. 54–61.
18. *Resistance brazing of SiC/2024Al composit* / L. Han, Q. C. Meg, J. Zhang, J.T. Niu // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **13**, № 1. — P. 212–216.
19. Vidal J. C., Fortier P., Bouix J. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide // J. Mater. Sci. — 1990. — **25**. — P. 1842–1844.
20. *Опыт* использования ультразвукового дегазатора УЗД100 для получения дисперсно-упрочненных сплавов алюминия с частицами окислов и карбидов в промышленном объеме / И. В. Есаулов, Б. И. Степанов, Ю. И. Китайгородский и др. — М.: Машиностроение, 1972. — 165 с.
21. А. с. 538045 СССР, МКИ³ С22с 21/00. Лигатура / Э. И. Серебринский, И. В. Горькин, Ю. С. Золотаревский и др. — Оpubл. 05.11.76, Бюл. № 45.
22. А. с. 678079 СССР, МКИ³ С22с 35/00. Лигатура / Э. И. Серебринский, Ю. И. Владимиров, Ю. С. Золотаревский и др. — Оpubл. 05.08.79, Бюл. № 29.
23. Михаленков К. В., Могилатенко В. Г. Получение дисперсно-упрочненных и композиционных материалов на основе алюминия // Процессы литья. — 1996. — № 2. — С. 49–63.
24. *К вопросу* об усваиваемости тугоплавких соединений жидкими алюминиевыми сплавами / К. В. Михаленков, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко и др. // Там же. — 1996. — № 1. — С. 3–10.



25. Соловьев В. П., Амаджолов Ж. К. Новые технологии упрочнения алюминиевых сплавов // Тез. докл. 2-й Респ. науч.-техн. конф. «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах». — Запорожье, 1979. — С. 129.
26. Применение новых флюсов для упрочняющей обработки алюминиевых сплавов / Д. Ф. Чернега, К. В. Михаленков, В. Г. Могилатенко и др. // Процессы литья. — 1995. — № 3. — С. 82–88.
27. Lloyd D.J. The solidification microstructure of particulate reinforced aluminium/silicon carbide composites // Composite Sci. and Technol. — 1989. — **35**. — P. 159.
28. Microstructural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method / D. J. Lloyd, H. Lagace, A. McLeod, P. L. Morris // Mater. Sci. and Tech. — 1989. — **107**. — P. 73–77.
29. Пат. № 1194584, ФРГ. Приготовление композиционного материала / E. Edgar, E. Cudio, M. Manfred (ФРГ). — Оубл. 1973.
30. Пат. № 1431882, Англия. Способ приготовления композиционного материала / P. Edward, A. Arnold (Англия). — Оубл. 1981.
31. Jones S. Aluminum P/M, MMC materials pose welding problems // Metalwork News. — 1988. — **15**, № 685. — P. 10–12.
32. Технологическое освоение композиционных материалов системы Al-SiC / Л. П. Вишняков, Н. П. Ониськова, И. М. Ромашко и др. // Технология легких сплавов. — 1996. — № 3. — С. 64–69.
33. Ahearn J. S., Cooke C., Fishman S. G. Fusion welding of SiC-reinforced Al composites // Metal construction. — 1982. — **14**, № 40. — P. 192–197.
34. Stauffer H., Nowak M. GTA and GMA Welding of particle reinforced aluminium // INALCO-98, 7th Intern. conf. on joints in aluminium at TWI, Abington, Cambridge, 15–17 April, 1998. — P. 55–66 (Prepr., Cambridge, UK 15th April, 1998).
35. Klehn R., Eagar T. W. Joining of 6061 aluminium matrix-ceramic particle reinforced composites // WRC Bulletin. — New York, 1993. — № 385. — 26 p.
36. Lugcheider E., Burger W., Broioch U. Development and Characterization of joining techniques for dispersion-strengthened alumina // Welding J. — 1997. — № 9. — P. 349–355.
37. Arun Junai A., Botter H., Brak C. A. Diffusielassen van Al-SiC metal-matrix compositen // Lastechnick. — 1991. — **57**, № 1. — P. 20–23.
38. Wang Guoging, Niu Jitai, Zhao Feng. Diffusion bonding of SiC whisker reinforced aluminium composites // J. of Harbin Institute of Technology. — 1990. — № 1. — P. 126–128.
39. Study on diffusion welding of aluminum matrix composite / J. T. Niu, L. M. Liu, J. P. Zhai et al. // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **13**, № 1. — P. 12–17.
40. Bushly R. S., Scott V. D. Joining of particulate silicon carbide reinforced 2124 aluminium alloy by diffusion bonding // Mater. Sci. and Tech. — 1995. — **11**, № 8. — P. 753–758.
41. Effects of diffusion welding parameters on joint strength of SiCw/6061al composite / L. M. Liu, J. T. Niu, Z. H. Lai et al. // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **3**, № 1. — P. 201–204.
42. Partridge P. G., Dunford D. V. The role of interlayers in diffusion bonded joints in metal-matrix composites // J. Mater. Sci. — 1991. — **26**. — P. 2255–2258.
43. Soldadura por difusio de una allacion de aluminio (AA2124) reforzada con monocristales de SiC, mediante intermediarios de Al-Li (AA8090) / A. Urena, J. M. Gomez de Salazar, M. D. Escalera, E. Escrine // Review Soldadura. — 1994. — **24**, № 3. — P. 69–74.
44. Partridge P. G., Shepherd M., Dunford D. V. Statistical analysis of particulate interface lengths in diffusion bonded joints in a metal-matrix composite // J. Mater. Sci. — 1991. — **26**. — P. 4953–4960.
45. Производство композиционных материалов обработки давлением: Справочник / Ю. Л. Зарапин, Н. А. Чиченов, Н. Г. Чернилевская. — М.: Металлургия, 1991. — 350 с.
46. Inertia-friction welding of SiC-reinforced 8009 aluminium / T. J. Lienet, W. A. Baeslack (III), J. Ringnalda et al. // J. Mater. Sci. — 1996. — **31**, № 8. — P. 2149–2151.
47. Devletian J. H. SiC/Al Metal matrix composite welding by a capacitor discharge process // Welding J. — 1987. — № 6. — P. 33–39.

The paper describes modern methods of producing dispersion-strengthened aluminium-based composite materials, strengthened with silicon carbide particles. The main physico-chemical and mechanical characteristics of these materials are given, and the current methods of joining dispersion-strengthened aluminium-based materials, as well as the problems arising in solid and liquid-phase welding of these materials are considered in detail.

Поступила в редакцию 03.11.2000