

УДК 621.791.36:669.718:669.35'5'71

АНАЛИЗ СМАЧИВАНИЯ И ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ КОНТАКТНОМ СПЛАВЛЕНИИ ПРИПОЕВ Zn–Cu–Al и Mg–Al СО СПЛАВОМ АМГЗ

© 2022 г. И. В. Шутов^{a, b, *}, Л. В. Камаева^{a, c, **},
Е. А. Баталова^{b, c}, М. Н. Королев^b, М. Д. Кривилев^{a, b}

^aУдмуртский федеральный исследовательский центр УрОРАН, Ижевск, 426067 Россия

^bУдмуртский государственный университет, Ижевск, 426034 Россия

^cИнститут физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Троицк, 108840 Россия

*e-mail: shutiny@gmail.com

**e-mail: lara_kam@mail.ru

Поступила в редакцию 24.12.2021 г.

После доработки 27.01.2022 г.

Принята к публикации 30.01.2022 г.

Изучены процессы контактного плавления сплава АМГЗ с твердыми припоями Zn–Cu–Al и Mg–Al. Получены микроструктуры шлифов сплавов после термических испытаний, исследованы процессы плавления и кристаллизации сплавов АМГЗ, Zn–Cu–Al и Mg–Al и определены температуры их фазовых переходов. Изучены процессы поверхностной эрозии подложки АМГЗ в процессе контактного плавления подложки с припоями Zn–Cu–Al и Mg–Al. Проведенные исследования показали, что интенсивные диффузионные процессы, проходящие на границе припоя и подложки, приводят к глубокому плавлению подложки как при наличии оксидной пленки (для HTS-2000), так и при ее отсутствии (Mg66Al34). Контактное плавление припоев ведет к диффузионным эффектам в области соприкосновения, что способствует формированию комплексных микроструктур, состоящих из эвтектик, интерметаллидов и дендритов α -Al. Полученные результаты показывают возможность управления микроструктурой и свойствами зоны сплавления за счет выбора химического состава припоя и режимов термической обработки, а также выбора оптимального флюса. Экспериментальные данные свидетельствуют, что формирование интерметаллидных фаз без образования эвтектических структур охрупчивает зону паяного соединения. По этой причине важно выбрать оптимальный состав припоя и условия кристаллизации, при которых будет образовываться мелкодисперсная эвтектическая микроструктура.

Ключевые слова: поверхностные процессы, пайка твердым припоем, сплавы алюминия с магнием, раскисление поверхности, флюсы для пайки твердым припоем, сплавы цинк–медь.

DOI: 10.31857/S1028096022080167

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе системы Al–Mg–Mn, соответствующие марке АМг, широко используются в отечественном машиностроении, поскольку обладают высокими прочностными характеристиками и коррозионной стойкостью, хорошо поддаются формовке, не теряя при этом своих механических свойств [1]. Сплавы АМг широко используются в авиастроении и космической технике благодаря малому весу, высокому для Al-сплавов пределу текучести и трещиностойкости при вибрационных механических нагрузках [2, 3]. Марка АМг хорошо поддается сварке в защитной атмосфере в полуавтоматическом или автоматическом режиме. При этом структура сварного шва однородна, что обеспечивает конструкционную прочность всего изделия.

В ряде технических задач требуется получить металлургическое соединение тонкостенных (с толщиной менее 1 мм) Al-конструкций, где электродуговая сварка неприменима. Альтернативным способом является пайка твердым припоем (ПТП) в контролируемой атмосфере или в вакууме [4]. При этом возникает целый ряд физических проблем, включая нижеперечисленные: 1. Присутствие магния значительно повышает склонность к окислению расплава, что требует использования либо высокого вакуума, либо очищенной газовой атмосферы [5]. 2. При раскислении поверхности могут формироваться фториды магния, повышающие хрупкость металла. 3. Пайка реализуется при достижении условий смачивания, в основе которого лежат поверхностные реакции взаимодействия припоя с матричным материалом [6]. Подбор усло-

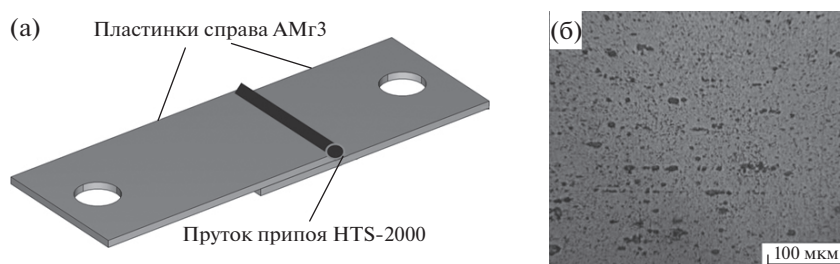


Рис. 1. Схема сборки образцов при пайке внахлест (а), микроструктура сплава АМг3 – ГОСТ 21631 (б).

вий таких реакций крайне трудоемко, поскольку при взаимодействии флюса, припоя и матричного материала происходит одновременно несколько физико-химических процессов. При этом удаляется не только оксидная пленка, но также формируются хрупкие интерметаллидные фазы [7–9]. 4. Диффузионный перенос активных компонентов (Si, Zn и других) от поверхности в матрицу приводит к изменению химического состава поверхностного слоя, что смещает температуру кристаллизации и изменяет тип формируемой микроструктуры. В результате образуются крупнозеренные включения фазы α -Al, соответствующей твердому раствору [10].

Приведенный обзор показывает, что диффузионные, капиллярные и химические процессы играют важную роль при пайке твердым припоем. Таким образом, важно обосновать использование диффузионно-активных припоев, которые способствуют эрозии поверхности матричного материала, что приводит к повышению смачиваемости [11]. При ПТП сплавов АМг в основном используются припои с высоким содержанием цинка, а также системы Al–Si, Al–Cu–Si, Al–Mg–Si [4]. Совместимость сплавов с такими припоями характеризуется степенью химической эрозии, пористости и охрупчивания при их контакте с жидкими припоями. Выше температуры 500°C растворимость алюминия в цинке резко возрастает, поэтому цинковые припои при высоких температурах начинают активно взаимодействовать с паяемым материалом. Вместе с тем, температура нагрева при пайке должна быть выше температуры образования эвтектики Al–Zn, Al–Zn–Mg [12, 13].

Целью настоящей работы являлся анализ диффузионных процессов в поверхностном слое матричного материала из сплава АМг3 при его взаимодействии с припоями на основе Zn и системы Al–Mg. Результаты работы важны для понимания физических основ разработки для Al-сплавов новых припоев, обеспечивающих хорошую смачиваемость и формирование смешанной дендритно-эвтектической микроструктуры [14] с высокой механической прочностью.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого материала был выбран сплав АМг3, включающий Al 93.8–96%, Mg 3.2–3.8%, Mn 0.3–0.6%. Сплав АМг3 является широко применяемой системой в современных технологиях конструкционной промышленности. В работе использовали пластины АМг3 с регламентированным стандартом ГОСТ 21631, которые укладывали внахлест, в месте стыка помещали пруток припоя HTS-2000 (рис. 1а). Микроструктура исходной пластины АМг3 (ГОСТ 21631) до термических испытаний приведена на рис. 1б. Материал HTS-2000 является универсальным припоем для сплавов на основе алюминия и магния. В состав HTS-2000 входят 97% Zn, 2% Cu и 1% легирующих добавок Al, Mg и Ag. Процессы, происходящие при контактом сплавлении сплава АМг3 и выбранного припоя (HTS-2000), сравнивали с аналогичными процессами при сплавлении заэвтектического сплава Mg–Al и АМг3.

Перед термическими испытаниями проводили исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) исходного сплава АМг3, припоя HTS-2000 и сплава Mg–Al. Анализ ДСК требуется для выявления точных температур фазовых переходов многокомпонентной системы и соответствующих им энтальпий ΔH , что необходимо для определения параметров пайки. ДСК сплавов проводили на установке DSC 404 C Pegasus фирмы Netzsch с рабочим диапазоном от 50 до 1500°C с погрешностью $\pm 3^\circ\text{C}$. С учетом данных ДСК были выбраны следующие режимы:

1. При пайке АМг3 припоем HTS-2000 максимальная температура нагрева образцов составляла 450°C, нагрев до заданной температуры проводили со скоростью 15°C/мин, при максимальной температуре образцы выдерживали в течение 5 мин. Нагрев проводили в атмосфере азота чистотой 99.99%.

2. При пайке АМг3 сплавом Mg66Al34 нагрев проводили в атмосфере Ar (ОСЧ), после предварительного вакуумирования печи до 10^{-2} Па. До температуры 500°C скорость нагрева составляла 10°C/мин, после чего образцы выдерживали в течение 10 мин и затем охлаждали с печью.

После термических испытаний пластин АМг3, припоя HTS-2000 и сплава Mg–Al проводили анализ полученных микроструктур. Металло-

графический анализ позволяет выяснить механизм структурообразования при пайке и спрогнозировать возможность образования металлургического соединения. Образцы для металлографии травили в 5%-растворе азотной кислоты в этаноле. Микроструктурный анализ проводили с помощью оптической и растровой электронной микроскопии на микроскопах Neophot 32 Jena Zeiss с цифровой системой регистрации изображения и FEI Inspect S50 с энергодисперсионной приставкой (EDAX) при ускоряющем напряжении 20 кВ.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты анализа методом ДСК представлены на рис. 2. На ДСК-кривой нагрева сплава АМг3 наблюдается два эндотермических эффекта, которые полностью не разделяются между собой, причем площадь первого пика намного меньше, чем площадь второго, общая энтальпия процесса составляет 395 Дж/г. Температура начала второго эндотермического пика ($\sim 601^\circ\text{C}$) хорошо согласуется с диаграммой состояния системы Al–Mg [15] и соответствует началу плавления твердого раствора на основе алюминия с содержанием Mg 3.5 мас. %. Учитывая исходную микроструктуру сплава АМг3 (рис. 1б), в которой присутствуют включения сложного интерметаллида на основе Al–Mg–Mn, наблюдаемый нами первый эндотермический эффект при 585°C , по-видимому, соответствует высокотемпературному растворению вторичного интерметаллида. Таким образом, температура начала плавления данного сплава составляет $\sim 600^\circ\text{C}$.

Исследования методом ДСК припоя HTS-2000 показали (рис. 2б), что на кривой нагрева наблюдается два эндотермических эффекта при температурах 285 и 381°C , которые хорошо согласуются с температурами фазовых равновесий в системе Zn–Al. Первый эффект при температуре $\sim 285^\circ\text{C}$ соответствует твердофазному превращению $\alpha\text{-Al}^2(\text{Zn}) + \alpha\text{-Zn}^2(\text{Al}) \rightarrow \alpha\text{-Al}(\text{Zn})$, энтальпия этого процесса 9 Дж/г. Второй эффект при температуре 381°C соответствует эвтектическому плавлению $\text{Al}(\text{Zn}) + \alpha\text{-Zn}(\text{Al}) \rightarrow \text{L}$ ($\Delta H = 118$ Дж/г). Плавление сплава Mg66Al34 соответствует диаграмме состояния системы Mg–Al, данный сплав имеет состав, близкий к эвтектическому $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}$ с небольшим количеством избыточного интерметаллида, поэтому плавится в две стадии ($T_{\text{солидус}} = 433^\circ\text{C}$ и $T_{\text{ликвидус}} = 444^\circ\text{C}$), общая энтальпия процесса составляет 240 Дж/г.

Согласно проведенному анализу ДСК, температуры рекристаллизации сплава АМг3 находятся в пределах от 400 до 450°C , поэтому оба исследуемых сплава (HTS-2000 и Mg66Al34) могут быть использованы в качестве припоев. Учитывая определенные температуры плавления припоев, а также имеющиеся данные об особенностях образования микроструктур при контактном сплавлении Al и

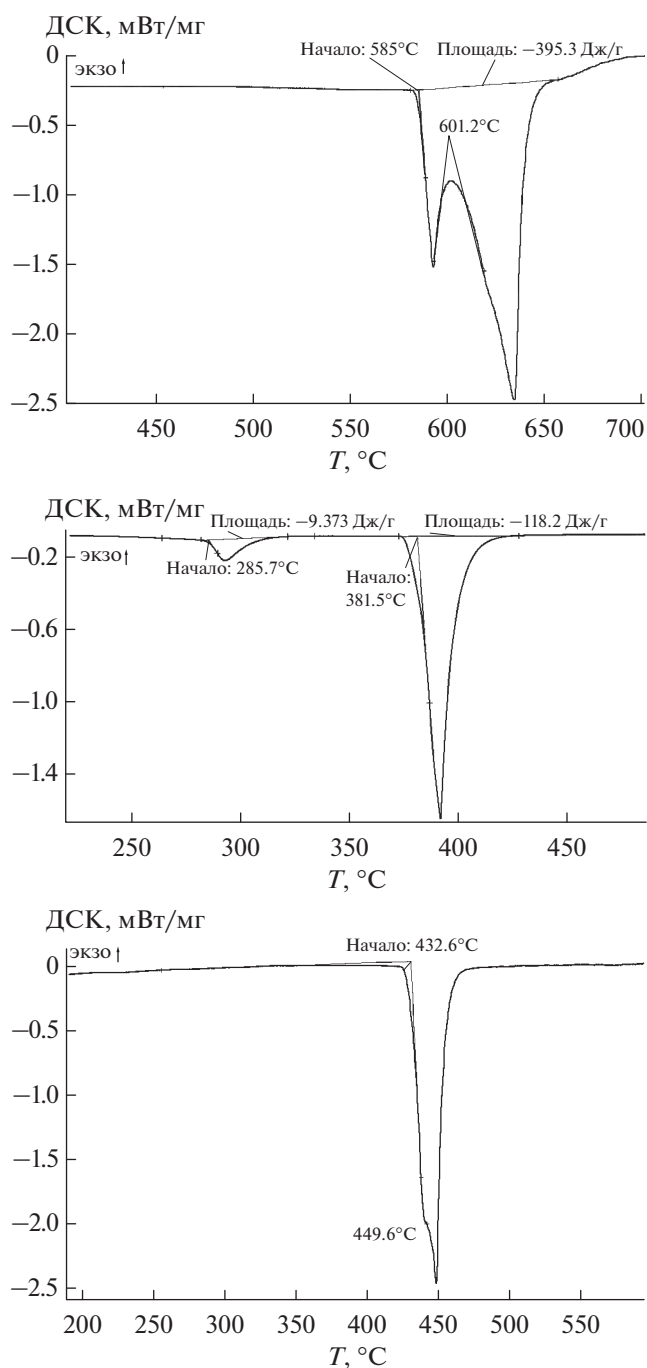


Рис. 2. Диаграммы ДСК при нагреве образцов АМг3 (а), HTS-2000 (б), Mg66Al34 (в).

сплавов Al–Si, были выбраны соответствующие режимы термообработки для процессов пайки [14].

На рис. 3 представлен внешний вид образцов сплава АМг3 и припоя HTS-2000 после контактного сплавления согласно описанной выше схеме (рис. 1). Из рисунка видно, что в ходе термических испытаний происходило плавление припоя и его взаимодействие с подложкой АМг3, однако полного сплавления не произошло. Возможной причи-

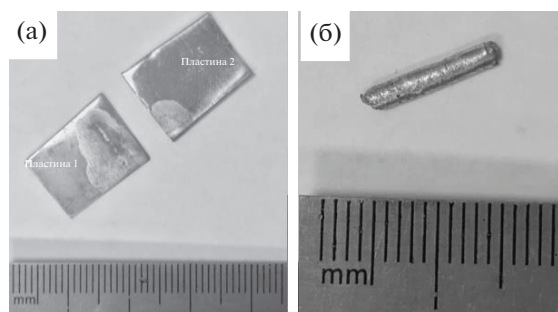


Рис. 3. Внешний вид образцов сплава АМгЗ (а) и припоя HTS-2000 (б) после контактного сплавления.

ной могло быть влияние оксидной пленки на поверхности припоя. После экспериментов на поверхности пластин АМгЗ наблюдали глубокую эрозию (рис. 3а), что свидетельствует о взаимодействии припоя и АМгЗ при высоких температурах.

Учитывая негативное влияние оксидной пленки на процессы пайки, в следующей серии экспериментов по контактному сплавлению АМгЗ и Mg66Al34 проводили две серии испытаний: 1) по вышеописанной схеме (см. раздел материалы и методы исследования); 2) с добавлением флюса ВИ-2 (MgCl_2 38–46%, KCl 32–40%, BaCl_2 5–8%, CaF_2 3–10%). Соответствующие термограммы процесса контактного плавления образца с флюсом и без флюса представлены на рис. 4.

Согласно рис. 4, независимо от того, используется флюс в процессе пайки или нет, в выбранных режимах термических испытаний припой полностью плавится, поэтому кривые ДСК на рис. 4 соответствуют диаграмме на рис. 2в. Наблюдаемый на рис. 4 (кривая 1) псевдоэкзотермический эффект при температурах выше 450°C связан с изменением условий смачиваемости между припоем и подложкой при полном плавлении без флюса. Резкое уменьшение величины теплового потока (ДСК-сигнала) происходит в результате резкого снижения площади контакта между припоем и подложкой, что связано с изменением формы припоя после его полного плавления под воздействием плотной оксидной пленки.

Результаты металлографических исследований после проведенных испытаний приведены на рис. 5. На снимках микрошлифов видно, что в зоне контактов с припоями HTS-2000 и Mg66Al34 при термических испытаниях происходит плавление как припоя, так и сплава АМгЗ (рис. 5а–5в). На рис. 5а представлена микроструктура сплава HTS-2000 после контактного плавления. Из рисунка видно, что характер микроструктуры изменяется в зависимости от удаленности от границ контакта с АМгЗ. В объеме припоя сохраняется его исходная структура, состоящая из первичных кристаллов твердого раствора на основе $\alpha\text{-Zn}(\text{Cu}, \text{Al})$ и мелкодисперсных эвтектических колоний. По мере приближения к зоне контакта эвтектическая струк-

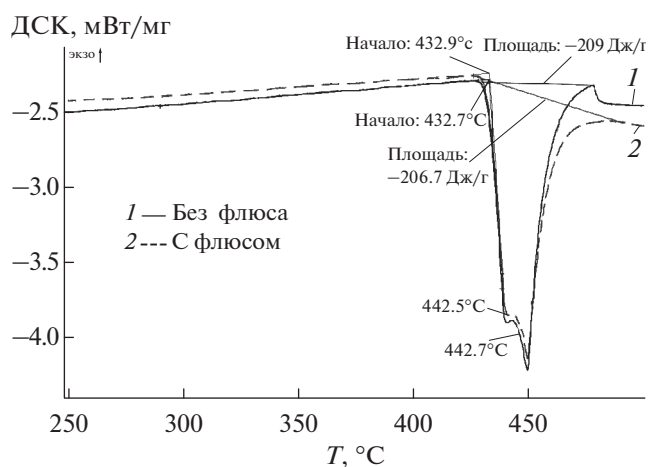


Рис. 4. ДСК-кривые сплавления образцов АМгЗ с припоем Mg–Al.

тура укрупняется, а количество твердого раствора на основе $\alpha\text{-Zn}$ становится меньше. В зоне контакта на поверхности припоя образуются достаточно крупные (30–60 мкм) округлые кристаллы с большим содержанием алюминия.

На микрошлифе образца АМгЗ (рис. 5б) наблюдается крупная дендритная микроструктура $\alpha\text{-Al}$ с междендритным пространством, заполненным эвтектической микроструктурой и включениями. Характерный размер первичных ветвей дендритов $\alpha\text{-Al}$ составляет 50–100 мкм, что находится на верхнем пределе значений, допустимых для паяных соединений. На границе зоны оплавления наблюдается сплошной слой твердого раствора $\alpha\text{-Al}$, что связано с диффузией легирующих компонентов сплава АМг в подложку. Плавление подложки происходит в результате диффузии Zn из припоя в пластину АМгЗ. Кристаллизация начинается с образования дендритов $\alpha\text{-Al}$. Рост дендритов $\alpha\text{-Al}$ сопровождается вытеснением легирующих компонентов в расплав, что приводит к их накоплению на фронте кристаллизации. В результате этого на следующем этапе вокруг дендритов образуются сплошные кристаллы на основе легирующих элементов, которые являются ведущей фазой для эвтектики и инициируют ее кристаллизацию.

Сравнительный анализ микроструктуры сплавления припоев HTS-2000 и Mg66Al34 со сплавом АМгЗ (рис. 5в, 5г) показал заметное сходство диффузионных процессов и механизмов образования микроструктуры при некоторых отличиях. Во-первых, на границе припоя и матричного материала наблюдается менее интенсивная диффузия Al в поверхностный слой припоя, поэтому микроструктура сплава Mg66Al34 не претерпевает существенных изменений. Во-вторых, в зоне сплавления на границе контакта подложки и припоя не наблюдается образование эвтектической структуры, а в результате контактного плавления сплава, обогащенного магнием (припой), и сплава, обогащенного

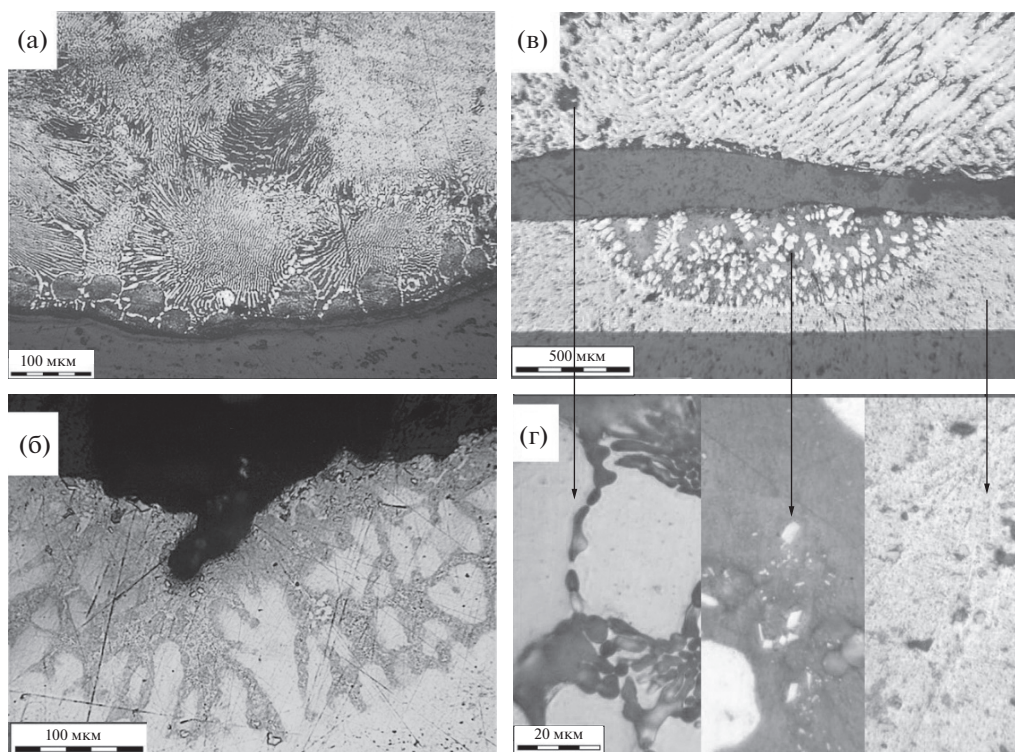


Рис. 5. Микроструктура образцов после термических испытаний при сплавлении припоя HTS-2000 (а) и пластинки АМгЗ (б), Mg66Al34 и АМгЗ (в, г).

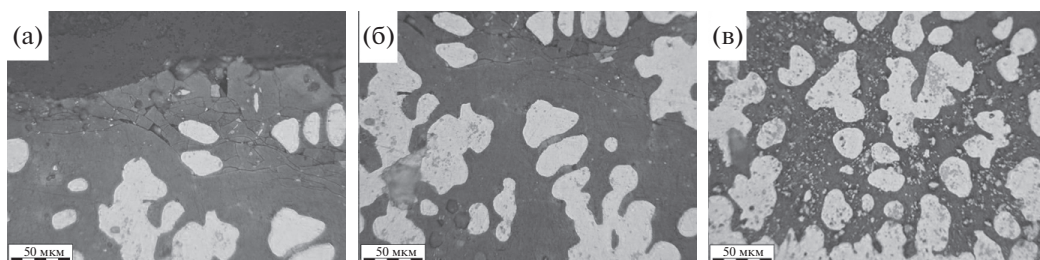


Рис. 6. Микроструктура пластинки АМгЗ после термических испытаний пайки со сплавом Mg—Al вблизи поверхности (а), с повышением глубины (б) и (в).

алюминием (АМгЗ), образовывается последовательный ряд интерметаллидов системы Al—Mg (рис. 5г). Выбранные режимы термической обработки принципиально не изменяют исходную микроструктуру матричного материала (рис. 5г).

Полученные результаты показывают возможность управления микроструктурой и свойствами зоны сплавления за счет выбора химического состава припоя и режимов термической обработки, а также выбора оптимального флюса. Экспериментальные данные свидетельствуют, что формирование интерметаллидных фаз без образования эвтектических структур охрупчивает зону паяного соединения. По этой причине важно выбрать оптимальный состав припоя и условия кристаллизации, при которых будет образовываться мел-

кодисперсная эвтектическая микроструктура. Режимы термической обработки в процессе пайки должны способствовать направленной кристаллизации в зоне сплавления, когда размер зоны проплавления достаточно мал и препятствует образованию первичных дендритов α -Al. Полученные данные для припоев HTS-2000 и Mg66Al34 в выбранных режимах термообработки показывают, что выбранные времена выдержки сплавления образцов слишком длительные. На рис. 6 приведены изменения микроструктуры по глубине зоны сплавления для припоя Mg66Al34. Наблюдается увеличение доли α -Al при одновременном изменении микроструктуры междендритного пространства от смеси интерметаллидов (рис. 6а) до образования эвтектики (рис. 6в). Таким образом, хрупкая интерметаллидная фаза на границе припоя и подлож-

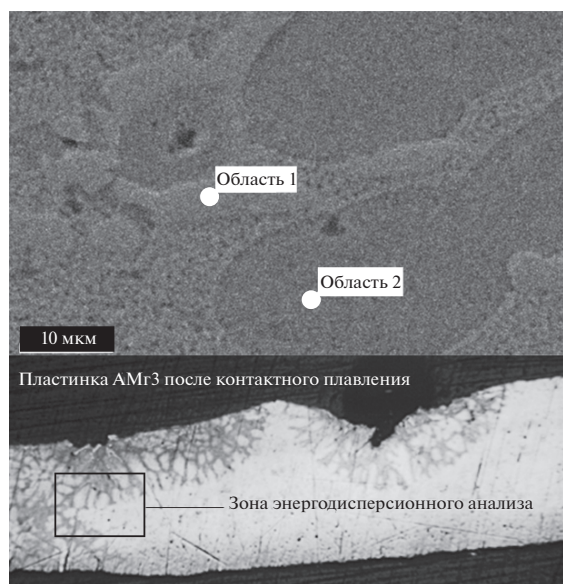


Рис. 7. Результаты энергодисперсионного анализа химического состава зоны сплавления сплава АМг3 с припоем HTS-2000.

Таблица 1. Элементный состав области 1

Элемент	мас. %	ат. %
O	0.79	2.69
Mg	3.20	7.15
Al	8.09	16.30
Si	0.56	1.08
Mn	0.37	0.37
Fe	0.20	0.19
Cu	2.98	2.54
Zn	83.81	69.67

Таблица 2. Элементный состав области 2

Элемент	мас. %	ат. %
O	0.97	3.08
Mg	1.31	2.73
Al	16.60	31.11
Si	0.26	0.48
Cu	2.49	1.98
Zn	78.36	60.62

ки приводит к неудовлетворительным механическим свойствам паянного соединения.

После термических испытаний на поверхности пластины АМг3 наблюдается глубокая эрозия в зоне контакта с припоем HTS-2000. Для анализа глубины проникновения цинка в области контакта проводили энергодисперсионный анализ образца

АМг3 после термических испытаний (рис. 7). Элементный состав зоны представлен в табл. 1, 2: в первой области ~83.8 мас. % Zn и ~2.9 мас. % Cu; во второй области ~78.4 мас. % Zn и ~2.4 мас. % Cu. Следовательно, Zn хорошо диффундирует в подложку АМг3, способствует изменению химического состава поверхности и влияет на образование сложной микроструктуры. Под действием термических напряжений на оксидной пленке, которая сдерживает припой в расплавленном состоянии, могут образовываться микротрещины, сквозь которые атомы цинка свободно диффундируют в подложку из АМг3 и вызывают ее подплавление.

Таким образом, проведенные исследования показали, что интенсивные диффузионные процессы, проходящие на границе припоя и подложки, приводят к глубокому плавлению подложки как при наличии оксидной пленки (для HTS-2000), так и при её отсутствии (Mg66Al34). Поэтому при ПТП необходимо учитывать не только условия смачивания припоем подложки, но и механизмы кристаллизации в зоне проплавления.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пайка сплавов системы Al–Mg–Mn с припоями на основе Zn–Cu–Al и Mg–Al потенциально возможна, об этом свидетельствует образование зоны сплавления. Контактное плавление припоев приводит к диффузионным эффектам в области соприкосновения, когда компоненты припоя проникают в матричный материал и вызывают его плавление. Тем самым инициируется формирование комплексной микроструктуры, состоящей из эвтектики, интерметаллидов и дендритов α -Al.

Образование зоны сплавления при пайке твердым припоем недостаточно для формирования металлургического соединения. Дополнительным условием является обеспечение контактного угла смачивания менее 90° (желательно менее 15°), при котором возможно растекание припоя. Важным условием является использование специализированных флюсов, обеспечивающих удаление оксидной пленки, но не взаимодействующих с припоем и матричным материалом, однако и в этом случае необходимо точно определить температуру и время сплавления, при которых рост интерметаллических фаз ограничен.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00438) на оборудовании Центра коллективного пользования физико-химических методов анализа и изучения свойств и характеристик поверхности наноструктур, материалов и изделий УдмФИЦ УрО РАН. Работа выполнена в рамках программы ДПИ на МКС, целевые работы “Реал”. Авторы выражают благодар-

ность ЦНИИмаш (г. Королев) за сопровождение космического эксперимента “Реал”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hirsch J. // Mater. Trans. 2011. V. 52. № 5. P. 818. <https://doi.org/10.2320/matertrans.L-MZ201132>
2. Rajeshkumar R., Niranjani V.L., Devakumaran K., Banerjee K. // Materials Today: Proceedings. 2021. V. 46. № 7. P. 2214. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.507>
3. Searles J.L., Gouma P.I., Buchheit R.G. // Metall. Mater. Trans. A. 2001. V. 32. № 11. P. 2859. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-1036-32001;32:2859-67>
4. Справочник по пайке. Под ред. И.Е. Петрунина. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2003. 480 с.
5. Olefford I., Stenqvist T., Karlsson A. // Proc. of the 4th International Conference on Aluminum Alloys. 1994. V. 1. P. 459.
6. Карамурзов Б.С., Кутуев Р.А., Понезев М.Х., Созаев В.А., Шерметов А.Х., Шокаров А.А. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2021. № 6. С. 109. <https://doi.org/10.31857/S1028096021030055>
7. Воробьев В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А., Быков П.В., Баянкин В.Я. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2019. № 12. С. 50. <https://doi.org/10.1134/S1028096019120355>
8. Zhenglong L., Xinrui Z., Jing L., Peng Li // J. Manuf. Process. 2021. V. 67. № 3. P. 226. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.04.065>
9. Halim S.B., Bannour S., Abderrazak K., Kriaa W., Autric M. // Thermal Science and Engineering Progress. 2021. V. 22. P. 100838. <https://doi.org/10.1016/j.tsep.2020.100838>
10. Sekulic D.P., Galenko P.K., Krivilyov M.D., Walkerd L., Gao F. // Int. J. Heat Mass Transf. 2005. V. 48. № 12. P. 2372. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.01.034>
11. Hawksworth D.K., Sekulic D.P., Yu C.-N., Fu H., Westergard R.G.J. // Proceedings of Vehicle Thermal Management Systems Conference. 12. 2015. V. 1. P. 107.
12. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
13. Li Q., Yang-Zi Z., Qun L., Shuang-Lin Ch., Jie-Yu Zh., Kuo-Chih Ch. // J. Alloys and Compounds. 2010. V. 501. № 2. P. 282. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.04.089>
14. Shutov I.V., Kamaeva L.V., Krivilyov M.D., Yu C.-N., Mesarovic S.Dj., Sekulic D.P. // J. Crystal Growth. 2020. V. 530. P. 125287. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2019.125287>
15. Su H.L., Harmelin M., Donnadieu P., Baetzner C., Seifert H.J., Lukas H.L., Effenberg G., Aldinger F. // J. Alloys and Compounds. 1997. V. 247. № 1–2. P. 57. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(96\)02595-9](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(96)02595-9)

Analysis of Wetting and Diffusion Processes during Contact Fusion of Zn–Cu–Al and Mg–Al Solders With AMg3 Alloy

I. V. Shutov^{1, 2, *}, L. V. Kamaeva^{1, 3, **}, E. A. Batalova^{2, 3}, M. N. Korolev², M. D. Krivilev^{1, 2}

¹Udmurt Federal Research Center, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, 426067 Russia

²Udmurt State University, Izhevsk, 426034 Russia

³Institute of High Pressure Physics, Russian Academy of Sciences, L.F. Vereshchagin RAS, Troitsk, 108840 Russia

*e-mail: shutiny@gmail.com

**e-mail: lara_kam@mail.ru

The processes of contact melting of the AMg3 alloy with Zn–Cu–Al and Mg–Al hard solders have been studied. The microstructures of thin sections of alloys after thermal tests are obtained, the processes of melting and crystallization of AMg3, Zn–Cu–Al and Mg–Al alloys are studied, and the temperatures of their phase transitions are determined. The processes of surface erosion of the AMg3 substrate during contact melting of the substrate with Zn–Cu–Al and Mg–Al solders are studied. The conducted studies have shown that intense diffusion processes taking place at the interface of the solder and the substrate lead to deep melting of the substrate both in the presence of an oxide film (for HTS-2000) and in its absence (Mg66Al34). Contact melting of solders leads to diffusion effects in the area of contact, which contributes to the formation of complex microstructures consisting of eutectics, intermetallic compounds and α -Al dendrites. The results obtained show the possibility of controlling the microstructure and properties of the fusion zone by choosing the chemical composition of the solder and heat treatment modes, as well as choosing the optimal flux. Experimental data indicate that the formation of intermetallic phases without the formation of eutectic structures embrittles the brazed joint zone. For this reason, it is important to choose the optimal solder composition and crystallization conditions under which a finely dispersed eutectic microstructure will form.

Keywords: surface processes, hard soldering, aluminum-magnesium alloys, surface deoxidation, fluxes for hard soldering, zinc-copper alloys.