

УДК 538.911:538.971:546.47:546.56:546.62

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ НА ГРАНИЦЕ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ АМг6 И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zn

© 2024 г. Е. А. Баталова^{а, *}, Л. В. Камаева^{а, **}, И. В. Шутов^б, М. Н. Королев^б,
М. Д. Кривилев^{а, б}

^аУдмуртский федеральный исследовательский центр УрОРАН, Ижевск, 426067 Россия

^бУдмуртский государственный университет, Ижевск, 426034 Россия

*e-mail: elizaveta.smagina.97@mail.ru

**e-mail: lara_kam@mail.ru

Поступила в редакцию 17.09.2023 г.

После доработки 29.11.2023 г.

Принята к публикации 29.11.2023 г.

Изучены процессы контактного плавления сплава АМг6 с твердым припоем Zn–Cu–Al и модельным сплавом Zn–Al, а также структура зоны контактного сплавления. Получение образцов проводили в два этапа. На первом этапе проводили механическое нанесение припоя (лужение) на поверхность пластин АМг6, на втором – полученные композитные образцы подвергли термической обработке, при которой варьировали время выдержки в жидком состоянии. По данным металлографического и рентгеноструктурного анализа, а также дифференциальной сканирующей калориметрии показано, что уже на стадии лужения происходит активное взаимодействие Zn и Al, что приводит к образованию развитой морфологии в зоне соединения. Наличие меди в припое HTS-2000 снижает температуру плавления сплава Zn–Al на 30–40°C и улучшает условия контактного взаимодействия с матрицей АМг6. Активная диффузия цинка обеспечивает формирование обширной зоны подплавления при термической обработке. Следует отметить, что области, богатые цинком, при кристаллизации содержат интерметаллидную фазу Zn₅Cu, которая препятствует образованию интерметаллидов на основе системы ZnMg, что не приводит к охрупчиванию зоны контакта.

Ключевые слова: поверхностные процессы, пайка твердым припоем, структура контактного слоя, сплавы алюминия с магнием и цинком.

DOI: 10.31857/S1028096024050125, EDN: FTETGC

ВВЕДЕНИЕ

В современном машиностроении сплавы на основе Al часто используют благодаря их малому весу, высокой технологичности при обработке давлением и резанием, высокой коррозионной стойкости [1]. Повышение выделенной группы эксплуатационных характеристик обеспечивают легированием различными элементами (Si, Mg, Sc и др.) алюминиевой матрицы. В результате получают сплавы деформируемого и литейного классов, в которых процессы кристаллизации и формирования морфологии решающим образом влияют на механические свойства. Помимо легирования, в литературе [2] описаны методы термовременной обработки расплавов, модифи-

цирования, обработки жидких сплавов ионами хлоридных расплавов как способы управления результирующей структурой.

Следует отметить, что термовременная обработка алюминиевых расплавов является важным способом управления кристаллизацией и формированием функциональных свойств сплавов. Об этом свидетельствуют комплексные исследования [3–6] двойных и тройных сплавов, которые показывают взаимосвязь между изменением вязкости расплавов, структурой жидкости и отбором фаз при затвердевании. Легирование расплавов алюминия атомами Cu, Ni, Co, Fe способствует переходу к неравновесной кристаллизации, образованию квазиэвтектик и затвердеванию без промежуточных интерметаллидных фаз.

Альтернативным механизмом изменения структуры сплавов является интенсивная пластическая деформация с одновременным отжигом [7], способствующая выделению нановключений интерметаллидных фаз сложного состава, значительно упрочняющих матрицу Al. Полученные фундаментальные результаты позволили разработать сплавы на основе Al—Cu—Mg—Si, применимые в аддитивной печати изделий с помощью лазера [8].

Тройная система Al—Mg—Mn служит основой для сплавов марки АМг (магналий). Эти сплавы обладают высокой прочностью и пластичностью, что немаловажно для создания конструкций авиационного назначения. Фазовый состав магналий обычно представлен фазами твердого раствора α -Al с интерметаллидными включениями фазы Al_3Mg_2 . Присутствие Mn и примесей Fe и Si также может приводить к образованию сложных фаз, таких как $AlMg_2Mn$, $AlFeSi$ и Mg_2Si . Достичь высоких эксплуатационных характеристик сплавов Al—Mg можно и без добавления Mn. В работе [9] предложено сложное легирование системы Al—Mg элементами Ca и Fe, которое обеспечивает высокую прочность сплава и позволяет повысить показатель горячеломкости до уровня свойств сплава АМгблч. Однако и в этом случае в составе сплавов присутствуют сложные интерметаллиды. Таким образом, при формировании неразъемных соединений методами сварки и пайки [10] стоит важная задача ограничения роста интерметаллидных фаз как основного фактора, охрупчивающего матрицу АМг при локальной термической обработке. Следует отметить, что сварку можно отнести к металлургическому методу, а пайка соответствует физико-химическому процессу, при котором поверхностные явления смачивания, диффузии и химического взаимодействия играют определяющую роль [11, 12].

В литературе [13, 14] приведены исчерпывающие данные по поверхностным явлениям при пайке Al сплавов силуминами до- и заэвтектического составов. На их основе хорошо разработаны режимы термовременной обработки и подобраны флюсы, полностью исключаящие проблемы охрупчивания и разупрочнения матричного материала при пайке алюминиевых сплавов с низким содержанием легирующих компонентов (марки АД). Напротив, для сплавов АМг с содержанием Mg выше 3% выявлено множество факторов, влияющих на прочностные свойства паяных соединений. В первую очередь, многостадийный процесс раскисления поверхности сплавов алюминия с магнием. Большинство флюсов, используемых на производствах в настоящее время, не позволяет

паять сплавы с высоким содержанием Mg. Данные по пайке сплавов на основе Al—Mg—Mn крайне ограничены в силу сложности в подборе припоев, методов пайки и высокой реакционной способности Mg. Эти особенности стали стимулом к многофакторному исследованию контактного плавления сплавов АМг6 и различных припоев.

В работах [15, 16] исследованы припои для пайки изделий промышленного назначения из сплавов на основе Al, работающие в условиях ударного нагружения. Отмечено, что при выборе сплава припоя крайне важное значение имеет химический состав и механизм диффузионного взаимодействия, а также форма и характер распределения интерметаллидов, образующихся в припое [17]. Сравнительный анализ различных припоев показал, что наилучшие результаты показывают припои на основе Zn, поскольку обеспечивают контактно-реакционную пайку [15, 16]. Припои на основе Zn активно взаимодействуют с поверхностью алюминия даже без использования флюсов. Пайка без флюса цинковыми припоями происходит за счет высокой диффузионной активности Zn, припой начинает проникать сквозь неоднородности и несплошности оксидной пленки, вызывая подплавление подложки, даже при отсутствии полного контакта материала основы и припоя [18].

Целью настоящей работы являлся анализ структуры поверхностного слоя сплава АМг6 при его взаимодействии с припоями на основе Zn. В работе исследовано строение зоны контактного сплавления после лужения сплава АМг6 припоем на основе Zn, а также после термической обработки полученного композита при режимах, соответствующих процессу пайки. Для выявления влияния меди на диффузионные процессы проведен сравнительный анализ структуры слоев, образованных при взаимодействии сплава-основы (АМг6) и припоя, содержащего медь, а также АМг6 и модельного бинарного сплава Zn—Al. Результаты работы важны для понимания физических основ разработки новых припоев для сплавов Al—Mg, обеспечивающих хорошую смачиваемость и формирование смешанной дендритно-эвтектической морфологии с высокой механической прочностью.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследований использовали пластины сплава АМг6, вырезанные из листов, выполненных по ГОСТ 21631; припой HTS-2000 с химическим составом 95.5 ат. % Zn, 2 ат. % Cu, 2.5 ат. % Al

в виде сплюснутых прутков с поперечным сечением размером $d \sim 2\text{--}4$ мм и слитки модельного сплава $\text{Zn}_{97.5}\text{Al}_{2.5}$.

На первом этапе работы проводили лужение поверхности пластин АМг6 припоем. Механическое нанесение припоя проводили при температуре 400°C , после чего систему быстро охлаждали ($v = 50\text{--}100^\circ\text{C}/\text{мин}$), затем закристаллизовавшийся слой припоя выравнивали механически, достигая значения толщины луженного слоя 0.1 мм.

На втором этапе полученные композитные образцы подвергали термическим испытаниям, термообработку проводили в двух режимах. В первом режиме (ТО1) происходил: нагрев со скоростью $v = 50^\circ\text{C}/\text{мин}$ до 400°C , и выдержка при этой температуре составила 1 мин при охлаждении $v = 10^\circ\text{C}/\text{мин}$ до комнатной температуры. Во втором режиме (ТО2) сохраняли те же условия нагрева и охлаждения, но время выдержки при 400°C составляло 2 мин, так как основное влияние на характер структуры в процессе пайки оказывает время выдержки [13].

Для выявления влияния Си на процессы взаимодействия при контактом плавлении пластин АМг6 и припоя проводили сравнительный анализ структуры образцов, полученных при контакте АМг6 и модельного сплава $\text{Zn}_{97.5}\text{Al}_{2.5}$ при аналогичных режимах термообработки. Образцы с модельным сплавом получали при использовании высокотемпературного термического анализатора [19], что позволило определить температуры начала и конца кристаллизации при контакте расплава с пластиной АМг6.

Для определения температуры при термообработке использовали данные дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). ДСК исходного сплава АМг6, припоя HTS-2000 и сплава $\text{Zn}\text{--}\text{Al}$ проводили на установке DSC 404 C Pegasus

фирмы Netzsch с рабочим диапазоном от 50 до 1500°C с погрешностью $\pm 3^\circ\text{C}$.

На всех этапах работы проводили металлографические и рентгеноструктурные исследования на оптическом микроскопе Olympus с автоматизированной системой структурного анализа SIAMS 800 и двух дифрактометрах. Предварительный рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на “ДРОН-6” с использованием излучения CoK_α ($\lambda = 0.1789$ нм), более полные рентгеноструктурные исследования – на Bruker D8 Advance с горизонтальным расположением образца, излучением MoK_α , энергодисперсионным детектором Sol-X; шаг съемки составлял 0.01 град, время экспозиции – $4\text{--}8$ с.

Для анализа морфологии также использовали растровую электронную микроскопию на FEI Inspec S50 с энергодисперсионной приставкой (EDAX) при ускоряющем напряжении 20 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура исходных материалов приведена на рис. 1. Согласно результатам РСА, фазовый состав АМг6 определен как твердый раствор на основе Al и интерметаллидов Al_3Mg_2 и $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$. Зерна твердого раствора вытянуты вдоль направления деформации исходного листа, а по их границам можно наблюдать небольшие включения интерметаллидов (рис. 1а). Припой и сплав $\text{Zn}_{97.5}\text{Al}_{2.5}$ состоят из твердого раствора на основе Zn (β) и твердых растворов на основе Al с различным содержанием Zn (α и α_1). Однако морфология этих сплавов существенно отличается (рис. 1б, 1в), что связано с различной скоростью охлаждения данных образцов. Припой получают закалкой с помощью медного диска, что приводит к высоким скоростям охлаждения и более интенсивному протеканию эвтектической кристаллизации и спинодального распада, поэтому наблюдаемая

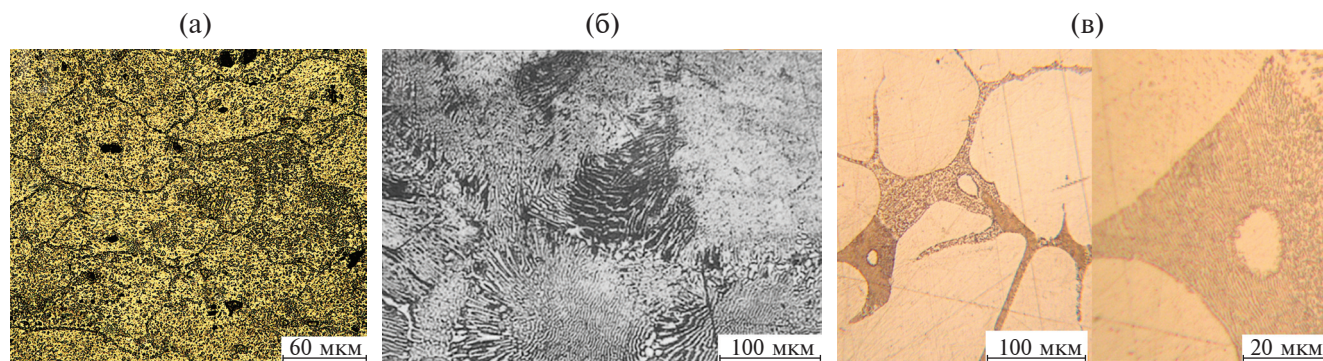


Рис. 1. Морфология исходных образцов: сплава АМг6 (а), припоя HTS-2000 (б) и сплава $\text{Zn}_{97.5}\text{Al}_{2.5}$ (в).

нами структура — это мелкодифференцированные регулярные образования сферолитного типа и отсутствие выраженных первичных кристаллов твердого раствора на основе цинка. Кристаллизация слитка сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$ протекала в условиях медленного охлаждения в соответствии с равновесной диаграммой состояния системы Al–Zn [20], поэтому он в основном состоит из крупных дендритов твердого раствора β , между которыми находится мелкодифференцированная регулярная структура, полученная в результате двух невариантных превращений: эвтектического, при котором образуются фазы β и α , и монотектического, при котором фаза α распадается на α_1 и твердый раствор Al с небольшим содержанием Zn.

Данные ДСК подтверждают анализ структуры образцов (рис. 2а). Фазовые превращения при нагреве сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$ полностью соответствуют равновесной диаграмме состояния. Первый эффект при температуре $\sim 278^\circ\text{C}$ соответствует твердофазному превращению $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$, энтальпия этого процесса ΔH составляет 5 Дж/г. Второй эффект при температуре 382°C соответствует эвтектическому плавлению $\alpha + \beta \rightarrow L$ ($\Delta H = 102$ Дж/г), а полное плавление образца происходит при температуре выше 400°C (максимальный эндотермический эффект на серой кривой, рис. 2а). Температура начала плавления припоя — 380°C , что соответствует эвтектическому равновесию в системе Zn–Al. Плавление протекает с одним пиком теплопоглощения, тепловой эффект составляет 118 Дж/г. Таким образом, плавление припоя протекает в диапазоне $380\text{--}390^\circ\text{C}$, поэтому, чтобы из-

бежать образования двухфазной зоны и не пропаянных областей, образцы перегревали на $10\text{--}15^\circ\text{C}$ выше температуры ликвидус, однако температура всех режимов термообработки составляла 400°C . Материал матрицы (АМг6), согласно ДСК, начинает плавиться в диапазоне $550\text{--}590^\circ\text{C}$ (рис. 2б).

На рис. 3 приведены морфология (рис. 3а) и рентгенограмма (рис. 3б) полученных композитов из припоя и АМг6 после лужения. Уже на стадии лужения происходит активное взаимодействие Zn и Al, что приводит к образованию развитой морфологии в зоне соединения. Фазовый состав припоя после лужения качественно не меняется и состоит из твердых растворов на основе Al и Zn, а также интерметаллида Zn_5Cu . Однако структура припоя, затвердевшего на поверхности АМг6, хотя и сохраняет следы эвтектической кристаллизации, становится намного грубее по сравнению с исходной мелкодифференцированной эвтектической структурой припоя. Вблизи поверхности подложки наблюдали вырожденную эвтектическую кристаллизацию, при которой столбчатые кристаллы фазы α растут от поверхности АМг6, и только после этого между ними образуются кристаллы фазы β и интерметаллида, а совместный эвтектический рост происходит только в верхней части луженого слоя. Такое изменение характера кристаллизации может быть вызвано не только влиянием диффузионных процессов и перераспределением компонентов между припоем и подложкой, но и изменением условий охлаждения. Исходный припой получают при закалке расплава, а образец после лужения затвердевает в условиях средних скоростей охлаждения.

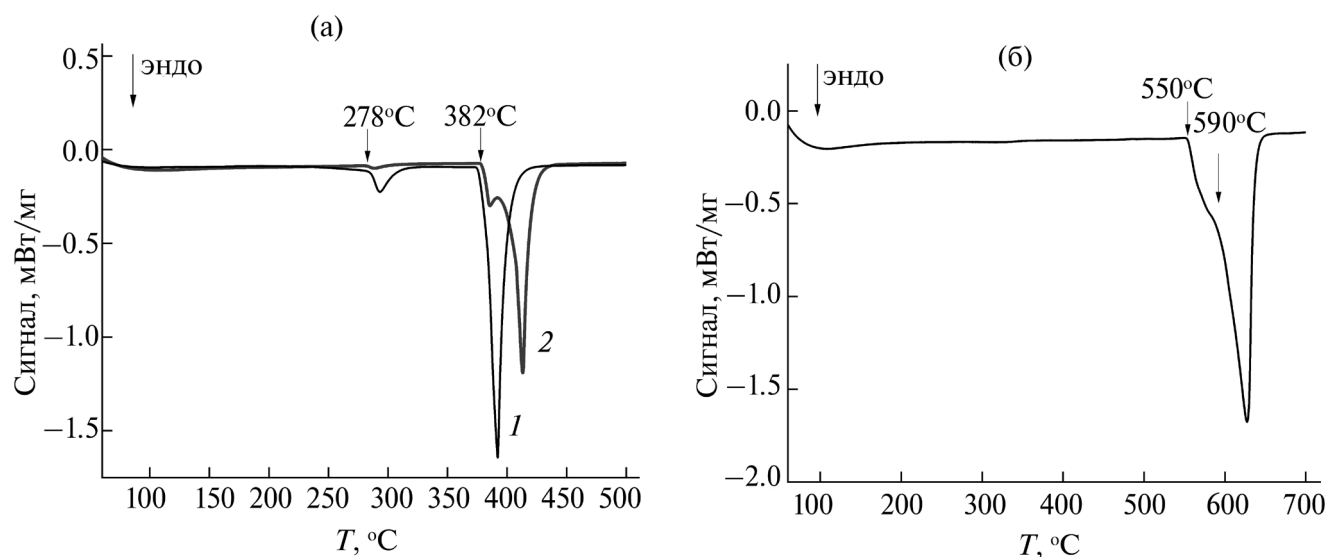


Рис. 2. Кривые ДСК исходных сплавов (а): припоя HTS-2000 (1) и сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$ (2), а также АМг6 (б) при нагреве со скоростью $v = 10^\circ\text{C}/\text{мин}$.

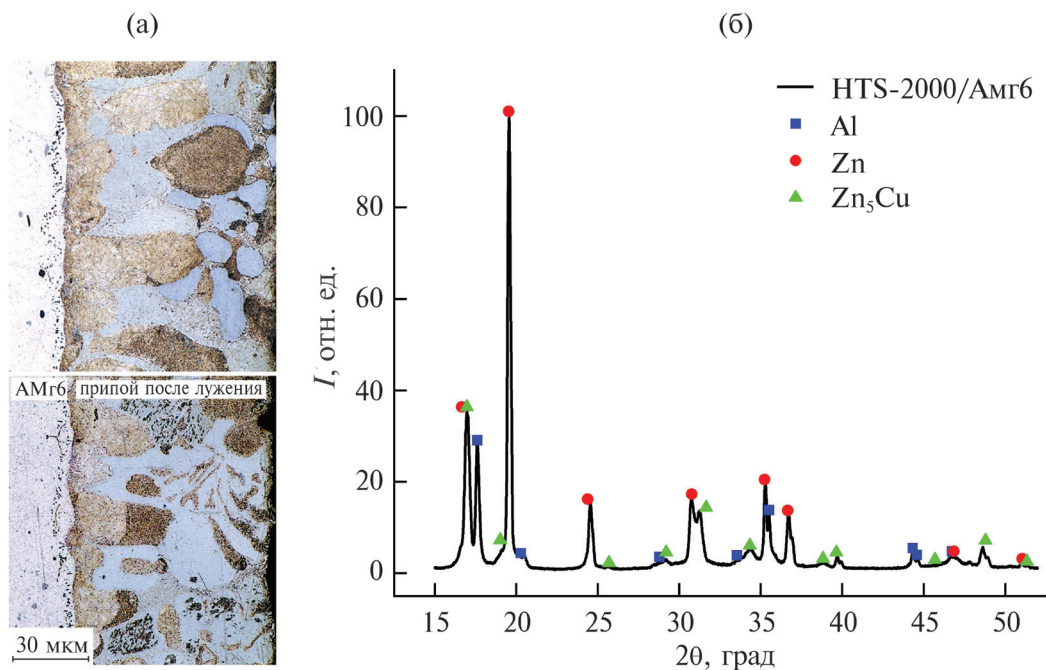


Рис. 3. Морфология (а) и рентгенограмма (б) слоя припоя после его механического нанесения (лужения) на поверхность АМг6.

Чтобы учесть влияние скорости охлаждения на структуру припоя, мы исследовали образец HTS-2000 при охлаждении в условиях, максимально близких к процессу лужения, но без участия подложки (рис. 4). При охлаждении припоя со скоростью $\sim 100^\circ\text{C}/\text{мин}$, как и в исходном образце,

в основном можно наблюдать эвтектическую морфологию со следами распада твердого раствора α ; образующаяся эвтектика остается мелкодисперсифицированной, но морфология эвтектических колоний изменяется. При уменьшении скорости охлаждения не происходит сферолитного роста

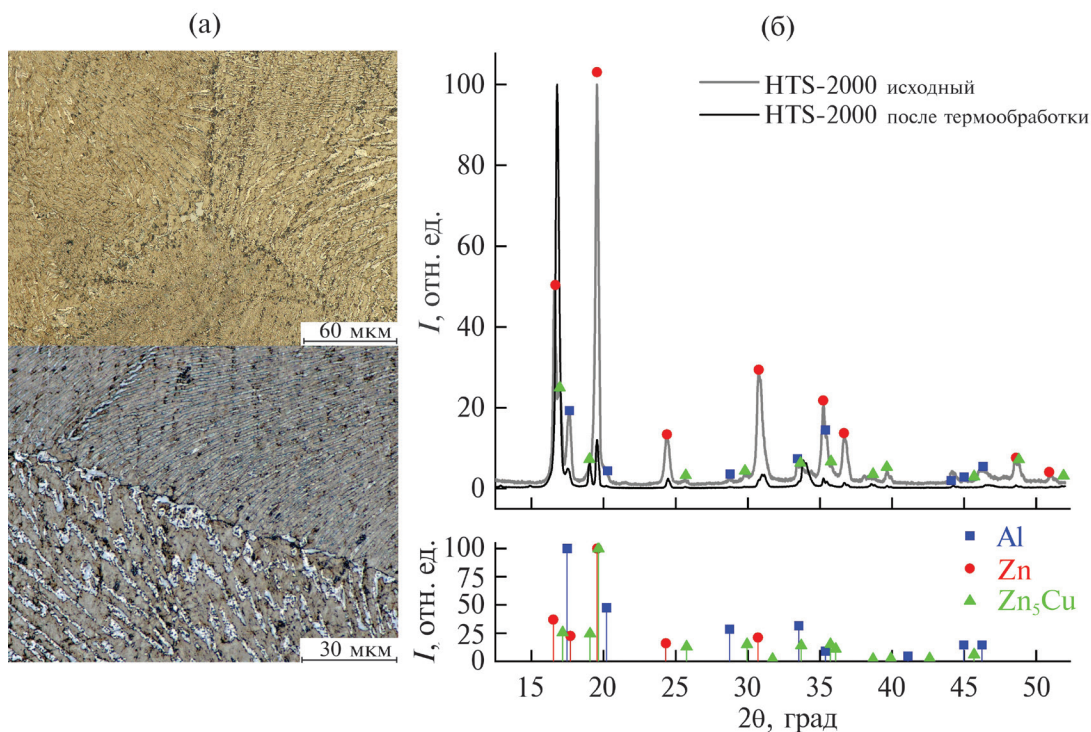


Рис. 4. Морфология (а) и данные РСА (б) припоя HTS-2000 после нагрева до температуры 400°C и охлаждения с $v = 50\text{--}100^\circ\text{C}/\text{мин}$.

эвтектики, а образуются пространственно протяженные эвтектические зерна. Согласно данным РСА (рис. 4б), при более медленном охлаждении количество твердого раствора на основе Al в составе припоя уменьшается, а за счет особенностей кристаллизации кристаллы фазы β приобретают выраженную текстуру, т.к. соотношение интенсивностей линий Zn (002) и (111) на рентгенограмме образца припоя, полученного при охлаждении с $\nu = 100^\circ\text{C}/\text{мин}$, отличается от рентгенограммы исходного припоя и табличных данных, для которых максимально интенсивной является линия Zn (111). Таким образом, образующаяся после лужения микроструктура припоя прежде всего определяется взаимодействием с подложкой, а не влиянием скорости охлаждения.

При сравнении данных РСА композитов после лужения (рис. 3б) и припоя в исходном состоянии и при кристаллизации в условиях средних скоростей охлаждения (рис. 4б) можно отметить, что в луженом слое увеличиваются доля α -фазы и параметры решеток твердых растворов как фазы α , так и β (на рентгенограмме линии и Al, и Zn смещаются в область больших углов). Изме-

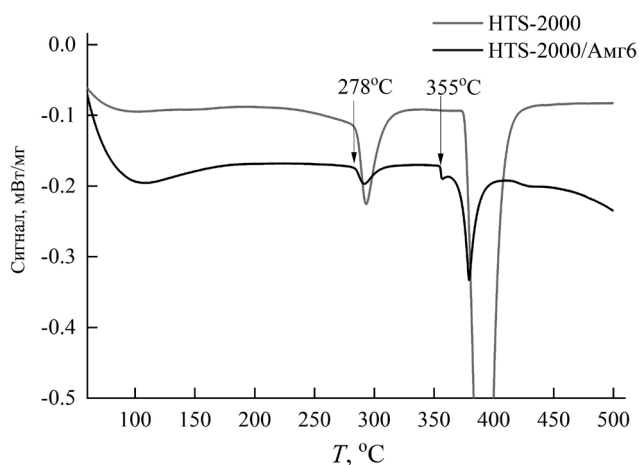


Рис. 5. Термограмма ДСК нагрева с $\nu = 10^\circ\text{C}/\text{мин}$ композита HTS-2000/АМг6, полученного после лужения.

нения в химическом составе луженого слоя приводят к изменению его кривой ДСК при нагреве (рис. 5). Луженый слой припоя начинает плавиться раньше, чем чистый HTS-2000 при 355°C , также появляется дополнительное плечо в области высоких температур ($\sim 430^\circ\text{C}$). Предположительно,

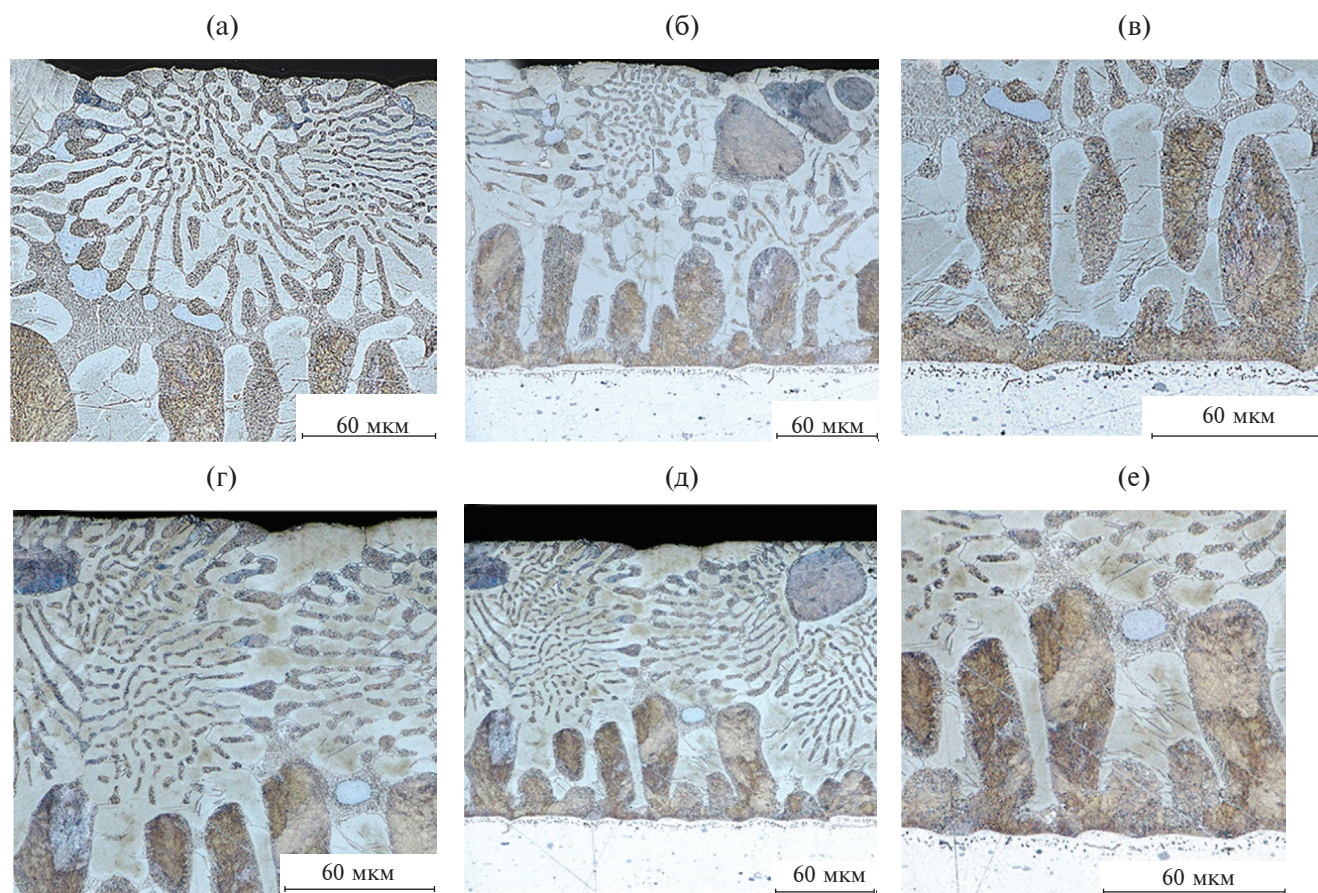


Рис. 6. Морфология композитов HTS-2000/АМг6 после термообработки T_{01} (а–в) и T_{02} (г–е).

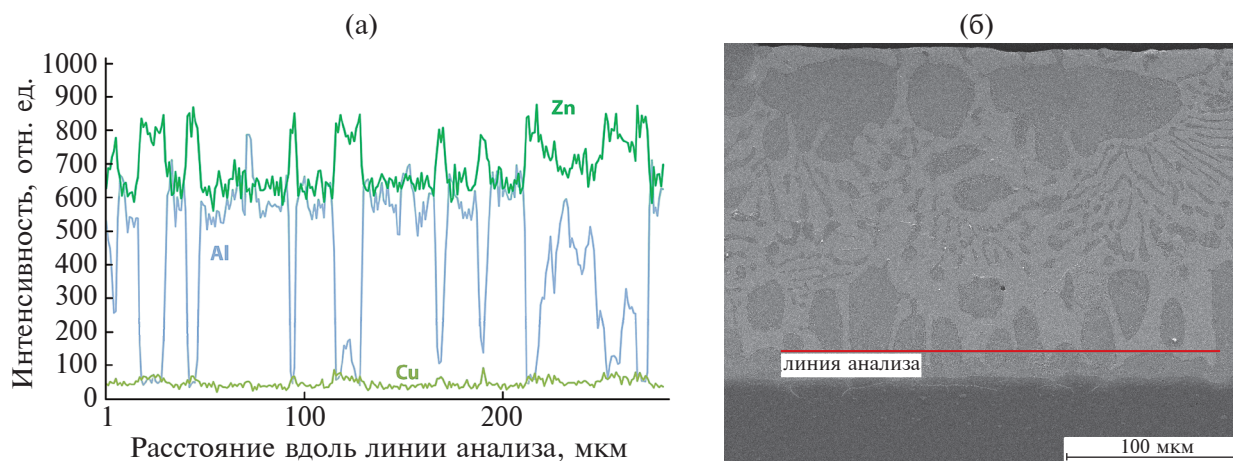


Рис. 7. Распределение компонент припоя HTS-2000 на подложке АМгб после $TO2$ по данным энергодисперсионного анализа (а) по линии, включающей различные фазы на поверхности шлифа (б).

такое изменение процесса плавления может быть связано с наличием в составе припоя небольшого количества интерметаллида на основе $Zn-Mg$, который приводит к снижению температуры плавления эвтектики фазы $\alpha + \beta$.

На рис. 6а–6в представлена структура исследуемых композитов после термообработки в режиме $TO1$. Из анализа морфологии видно, что после температурной выдержки слой наплавки припоя, по сравнению со слоем после лужения, увеличивается почти в три раза. Это обусловлено высокой активностью Zn , который диффундирует в материал матрицы и снижает температуру плавления АМгб. При температурной выдержке происходит подплавление материала матрицы, и тем самым увеличивается зона взаимодействия припой–подложка, а также содержание Al и Mg в образующемся расплаве. В результате при медленном охлаждении ($v = 10^\circ C/мин$) на границе с подложкой формируются столбчатые кристаллы твердого раствора α и крупные эвтектические колонии фазы $\alpha + \beta$. Размеры столбчатых кристаллов твердого раствора составляют от 70 до 110 мкм.

На рис. 6г–6е представлена структура наплавки припоя HTS-2000 на подложку после $TO2$. Повышение времени выдержки до 2 мин не приводит к принципиальным изменениям в структуре наплавленного слоя, но наблюдается небольшое увеличение доли эвтектики. Распределение компонент по структуре, наблюдаемое на изображениях композита после термообработки, приведено на рис. 7а. Светлые области на рис. 7б содержат Zn и Cu и соответствуют твердому раствору β и фазе Zn_5Cu , а темные области содержат примерно равное количество Al и Zn и соответствуют распаду первичных кристаллов фазы α на α_1/α .

Исследование процессов контактного плавления сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$ и АМг показывает, что температуры $400^\circ C$ недостаточно для образования плотного композита в процессе лужения (рис. 8а). Выбранный сплав в основном состоит из крупных дендритов твердого раствора на основе Zn , которые плавятся при более высокой температуре. Однако даже в этом случае при последующей термообработке наблюдали интенсивные диффу-

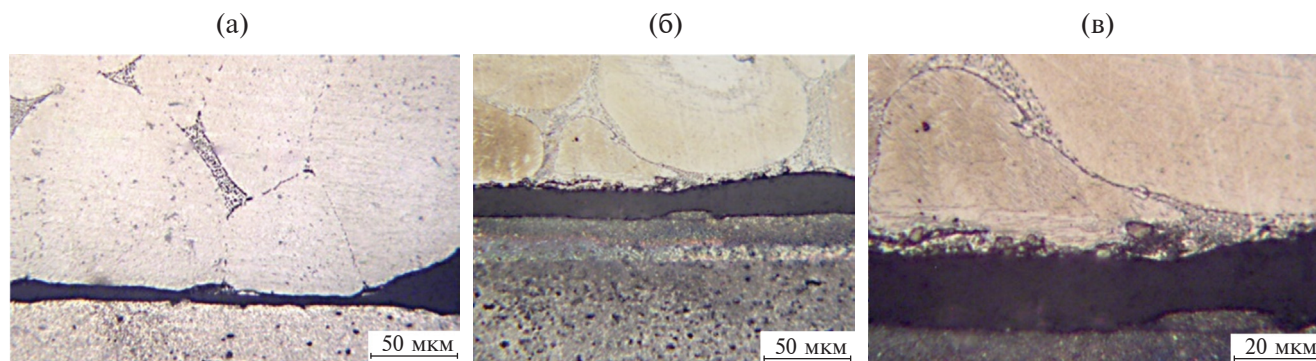


Рис. 8. Структура сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$ в области контакта с АМгб после $TO2$.

зионные процессы между припоем и подложкой (рис. 8б, 8в), в результате которых на границе контакта изменяется структура как подложки, так и сплава $Zn_{97.5}Al_{2.5}$. Сплав АМг6 в приграничной области обедняется Mg и Mn (интерметаллидные включения растворяются), а в припое образуются более выраженные кристаллы фазы α и интерметаллиды Zn–Mg.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Целью настоящего исследования являлось изучение процессов контактного плавления систем Zn–Cu–Al и Zn–Al для выявления влияния легирования Cu на структуру и температуры фазовых превращений в поверхностном слое сплава АМг6 с высоким содержанием Mg. По результатам металлографии, ДСК, РСА, РЭМ и энергодисперсионного анализа установлено: следующее. Добавление Cu в систему Zn–Al снижает температуру плавления на 30–40°C, что улучшает условия контактного плавления с матрицей АМг6. Одновременно структура Zn–Al при добавлении Cu в состав становится более однородной морфологически, когда регистрируется мелкодифференцированная эвтектическая структура. Результирующая структура состоит из смеси четырех фаз: двух твердых растворов α и α_1 на основе Al, твердого раствора β на основе Zn и интерметаллида Zn_5Cu . Активная диффузия цинка обеспечивает формирование обширной зоны подплавления. Области богатые цинком при кристаллизации содержат интерметаллидную фазу Zn_5Cu , которая препятствует образованию интерметаллидов на основе системы ZnMg, что не приводит к охрупчиванию.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 22-22-00912.

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение. / Ред. Белецкий В.М. Киев: Коминтех, 2005. 365 с.
2. Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М., Ватолин Н.А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 367 с.
3. Kamaeva L.V., Lad'yanov V.I., Ryltsev R.E., Chitchev N.M. // J. Molecular Liquids. 2020. V. 299. P. 112207. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2020.114636>
4. Баталова Е.А., Камаева Л.В. // Химическая физика и мезоскопия. 2021. Т. 23. № 3. С. 325. <https://doi.org/10.15350/17270529.2021.3.29>
5. Камаева Л.В., Корепанов А.Ю., Ладьянов В.И. // Теплофизика высоких температур. 2018. Т. 56. № 4. С. 534. <https://doi.org/10.1134/S0040364419020066>
6. Бельтюков А.Л., Стерхова И.В., Ладьянов В.И., Хуснутдинов Р.М., Мокшин А.В. // Журнал физической химии. 2022. Т. 96. № 12. С. 1724. <https://doi.org/10.31857/S004445372212007X>
7. Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Распосиенко Д.Ю., Аюган Т.К. // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 9. С. 987. <https://doi.org/10.31857/S001532302009003X>
8. Бродова И.Г., Кленов А.Н., Ширинкина И.Г., Смирнов Е.Б., Орлова Н.Ю. // Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. № 12. С. 1309. <https://doi.org/10.31857/S0015323021120032>
9. Шуркин П.К., Белов Н.А., Мусин А.Ф., Аксенов А.А. // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2020. № 1. С. 48. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2020-1-48-58>
10. Справочник по пайке. / Ред. Лощманов С.Н., Петрунин И.Е. и др. М.: Машиностроение, 1975.
11. Измайлов В.В., Новоселова М.В. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 8. С. 64. <https://doi.org/10.31857/S1028096022050119>
12. 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>
13. Sekulic D.P., Galenko P.K., Krivilyov M.D., Walker L., Gao F. // Int. J. Heat Mass Transf. 2005. № 12. P. 2372. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.01.034>
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. Bazhenov V.E., Pashkov I.N., Pikunov M.V., Cheverikin V.V. // Mater. Sci. Technol. 2016. V. 32. №8. P. 752. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000135>
16. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Pashkov I.N. // Russ. Metall. 2018. V. 2018. № 5. P. 445. <https://doi.org/10.1134/S0036029518050026>
17. Shapiro L.A. // Welding Journal. 2009. V. 88. № 10. P. 43.
18. Шутов И.В., Камаева Л.В., Баталова Е.А., Королев М.Н., Кривилев М.Д. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 8. С. 80. <https://doi.org/10.31857/S1028096022080167>
19. Sterkhova I.V., Kamaeva L.V. // J. Non-Cryst. Solids. 2014. V. 401. P. 250. <https://dx.doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2014.01.027>
20. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Ред. Лякишев Н.П. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.

Analysis of Structures at the Boundary of Contact Melting Al–Mg–Mn and Zn Based Alloys

E. A. Batalova^{1,*}, L. V. Kamaeva^{1,**}, I. V. Shutov², M. N. Korolev², M. D. Krivilev^{1,2}

¹*Udmurt Federal Research Center of the UB of the RAS, Izhevsk, 426067 Russia*

²*Udmurt State University, Izhevsk, 426034 Russia*

**e-mail: elizaveta.smagina.97@mail.ru*

***e-mail: lara_kam@mail.ru*

The processes of contact melting of the AMg6 (Al-6%Mg-1%Mn) alloy with Zn–Cu–Al solder and the model Zn–Al alloy, as well as the structure of the contact fusion zone, are studied. Samples were obtained in two stages. At the first step, the solder was mechanically applied (tinned) to the surface of the AMg6 plates. At the second step, the resulting composite samples were subjected to heat treatment with a varied exposure time in the liquid state. According to the data of metallographic and X-ray diffraction analyses, as well as differential scanning calorimetry, it was shown that already at the tinning stage the active interaction between Zn and Al occurs, which leads to the formation of a developed microstructure in the joint zone. The presence of copper in the solder HTS-2000 reduces the melting point of the Zn–Al alloy by 30–40°C and improves the conditions for contact interaction with the grade AMg6 matrix. Active diffusion of zinc ensures the formation of an extensive melting zone during heat treatment, while zinc-rich areas during crystallization contain the Zn_5Cu intermetallic phase, which prevents the formation of intermetallic Zn_xMg_y compounds, which does not lead to embrittlement of the contact zone.

Keywords: surface processes, soldering, microstructure of the contact layer, aluminum-magnesium-zinc alloys.